

НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК БЕЛАРУСИ
МЕЖГОСУДАРСТВЕННЫЙ КООРДИНАЦИОННЫЙ СОВЕТ ПО ФИЗИКЕ
ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ
ИНСТИТУТ ТЕХНИЧЕСКОЙ АКУСТИКИ
НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ
Материалы международной научной конференции
(Витебск, 23-27 мая 2022 года)

*Посвящается 30 - летию со дня образования Межгосударственного
координационного совета по физике прочности и пластичности
материалов*

Минск
УП «ИВЦ Минфина»
2022

УДК [539.4+620.22] (082)
ББК 22.251я43
А43

Под редакцией члена-корреспондента НАН Беларуси В.В.Рубаника

Актуальные проблемы прочности : материалы международной научной конференции, А-43 Витебск, 23-27 мая 2022 года / под ред. В.В. Рубаника. - Минск: УП «ИВЦ Минфина», 2022. – 440 с.
ISBN 978-985-880-239-4

В сборнике опубликованы результаты исследований конструкционных, функциональных и «smart» материалов. Рассмотрен ряд наиболее актуальных сегодня направлений материаловедения и физики конденсированного состояния.

Сборник предназначен для широкого круга специалистов: научных работников, инженеров, а также преподавателей, аспирантов и студентов, специализирующихся в области материаловедения и физики конденсированного состояния.

Тексты набраны с авторских оригиналов.

Рецензенты:

Марукович Е.И. - академик Национальной академии наук Беларуси,
доктор технических наук, профессор (Могилев, Беларусь);
Глезер А.М. - доктор физико-математических наук, профессор (Москва, Россия).

УДК [539.4+620.22] (082)
ББК 22.251я43

ISBN978-985-880-239-4

© Институт технической акустики
НАН Беларуси, 2022

Уважаемые коллеги!

В 2022 г. исполняется 30 лет Межгосударственному Координационному Совету по физике прочности и пластичности материалов (МКС), организатором и первым председателем которого был яркий представитель Ленинградской школы прочнистов профессор В.А. Лихачев, а заместителями по регионам - профессора О.М. Ивасишин (Киев), В.И. Бетехтин (С.-Петербург), Э.В. Козлов (Томск).

МКС создавался как общественная организация, целью которой являлась координация работ в области физики прочности и пластичности, сохранение и развитие научно-информационного пространства и исторически сложившихся связей республик СССР и зарубежных стран. В состав МКС входят ведущие специалисты в области физики прочности и пластичности из России, Украины, Беларуси, Казахстана, Таджикистана, Азербайджана, Латвии, Польши и др.

В 1996 году на XXXII конференции «Актуальные проблемы прочности» (г. С.-Петербург) на расширенном заседании бюро МКС председателем МКС избран доктор физико-математических наук, профессор В.И. Бетехтин, благодаря которому удалось сохранить традиционно высокий научный уровень и ежегодную периодичность научного форума. С 2019 г. МКС возглавляет доктор физико-математических наук, профессор А.М.Глезер (г.Москва).

Основное внимание МКС уделяет организации Международных конференций и семинаров, среди которых одним из наиболее представительных и уникальных научных форумов, проводимых с 1980 года, является «Актуальные проблемы прочности». После распада Советского союза эта престижная конференция по инициативе В.В. Рубаника и В.И. Бетехтина была проведена в 2000 году в Беларуси (г. Витебск). Затем - в Украине (2 конференции в Киеве и 2 в Харькове), Беларуси (6 конференций в Витебске, 1 - в Бресте) и различных городах России. Организатором конференций в Киеве был руководитель МКС по Украине академик НАН Украины С.А. Фирстов (Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев), а в Витебске – руководитель МКС по Беларуси, член-корреспондент НАН Беларуси В.В. Рубаник (Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск). Под эгидой МКС стала традиционной престижная конференция «Петербургские Чтения по проблемам прочности», большая роль в успешном проведении которой принадлежит академику РАН Н.Ф. Морозову, профессорам А.Г. Кадомцеву, А.И. Разову.

Надеемся, что МКС успешно продолжит свою плодотворную деятельность по укреплению и расширению научных связей учёных разных школ и направлений.

Председатель МКС,
доктор физико-
математических наук,
профессор
А.М. Глезер

Почетный председатель
МКС, доктор физико-
математических наук,
профессор
В.И. Бетехтин

Заместитель председателя
МКС по Беларуси, член-
корреспондент НАН
Беларуси,
доктор технических наук
В.В. Рубаник

**МОДЕЛИРОВАНИЕ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ ПЛАСТИН ИЗ КОМПОЗИТА
НА ОСНОВЕ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА И НИКЕЛЯ****Ахунова А.Х.¹, Сафина Л.Р.^{1,2}**¹ ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа² ФГБОУ Уфимский государственный нефтяной технический университет,
г. Уфа
akhunova.a.a@gmail.com

Метод молекулярной динамики является одним из важнейших инструментов для разработки нанотехнологий в механике материалов, поскольку позволяет исследовать поведение материала при нагружении не только на макро-, но и на мезоуровне. Помимо напряжения, деформации и скоростей тела, посредством молекулярной динамики также можно получать распределение скоростей частиц по всему объему образца, что особенно важно при ударных нагружениях.

В работе проведено исследование деформирования и разрушения твердого тела методом молекулярной динамики. Моделировались эксперименты по плоскому ударному взаимодействию пластин из композита на основе скомканного графена и никеля. Целью исследования являлось качественное описание процессов, возникающих в материале при прохождении по нему ударной волны.

На рис. 1 приведено схематическое изображение компьютерной модели, которая представляет собой два прямоугольника, состоящих из одинаковых частиц. Верхний (меньший) прямоугольник играет роль ударника, нижний (большой) прямоугольник является образцом. Геометрические размеры ударника и образца были взяты в соответствии с работой [1]. Толщина (размер по y) ударника и образца составляла 2 и 7 мм, ширина (размер по x) – 52 мм. На внешних границах были наложены свободные граничные условия. Скорость ударника была направлена вдоль оси y . В экспериментах варьировалось расстояние между ударником и образцом, а также скорость ударника.

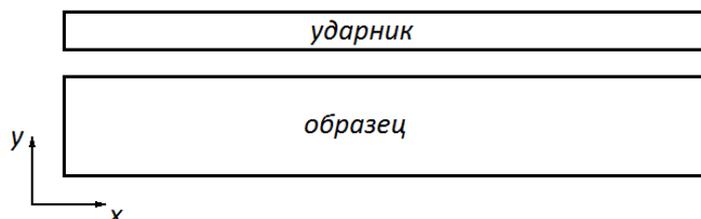


Рисунок 1 - Схематическое изображение компьютерной модели

Проведено исследование взаимного влияния макроскопических и мезоскопических характеристик динамических процессов в композите графен - никель при ударном нагружении. Установлено, что соседние частицы, после сильного деформирования оказываются в различных областях образца, слои материала в процессе деформирования приобретают разрывную структуру. Установлены основные параметры, влияющие на прочность материала и появление откольной трещины.

Исследование выполнено при финансовой поддержке госзадания ИПСМ РАН.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кривцов А.М. Деформирование и разрушение твердых тел с микроструктурой. М.: ФИЗМАТЛИТ. - 2007. - 304 с.

РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ ДУГОСТОЙКИХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ni-C-Ag

Романов Д.А.

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

Настоящие материалы сообщают об исследовании рельефа поверхности дугостойких покрытий системы Ni-C-Ag, полученных методом электровзрывного напыления. Режимы электровзрывного напыления на настоящем этапе не раскрываются для обеспечения патентной чистоты исследования. Описанные данные представляют собой усредненные значения по десяти образцам для каждого режима.

В результате электровзрывного напыления покрытий системы Ni-C-Ag на поверхности медных подложек образуется плотное покрытие серебристо-серого цвета с заметным невооруженным глазом рельефом, образованным из линий течений, малых точечных серебристых вкраплений, а также регионов с крупными элементами рельефа.

На поверхности образца 1 (получен в режиме электровзрывного напыления 1) расположены группа из трех регионов. Суммарная доля регионов с крупными элементами рельефа является наименьшей и составляет 2,00 %. Вокруг них и на небольшом участке в углу образца находятся зоны черных оттенков, которым принадлежит 24,69 % покрытия. Остальная часть образца представлена областями серо-серебристого цвета, на которых наблюдаются следы поверхностных течений и мелкие блестящие включения.

На поверхности образца 2 (получен в режиме электровзрывного напыления 2) регионы с крупными элементами рельефа выражены не явно и минимальны. Их суммарная доля снизилась до своего минимума в 1,36 %. В тоже время зоны черных оттенков, прилегающие к ним и имеющие сложную форму, занимают меньшую площадь, значение которой составляет 24,64 %. Остальная поверхность представлена соединенными друг с другом областями серо-серебристого цвета, на которые приходится 74 %.

Наименьшую долю поверхности образца 3 (получен в режиме 3) занимают регионы с крупными элементами рельефа. Их площадь достигла своего максимума 12,4 %. От большего региона с рельефом по диагонали к противоположному углу растянулись зоны черных оттенков, поверхностная доля которых возросла до 34,1 %. Наибольшую часть покрытия занимают области серебристо-серых оттенков. Доля поверхности, приходящаяся на них, уменьшилась до 53,51 %.

В покрытии, нанесенном на образец 4 (получен в режиме электровзрывного напыления 4), впервые наблюдаются крупные серебристые участки, суммарная площадь которых равна 6,28 % поверхности и является минимальной. Доля покрытия, занимаемая крупными элементами рельефа, уменьшилась до 9,68 %. Своего минимума достигают зоны черных оттенков, на которые в рассматриваемом образце приходится 16,96 %. Наибольшую часть покрытия занимают области серо-серебристого цвета. Доля поверхности, приходящаяся на них, увеличилась до 67,08 %.

В образце 5 (получен в режиме электровзрывного напыления 5) наименьшую долю поверхности, значение которой уменьшилось до 2,92 %, занимают регионы с крупными элементами рельефа. В основном эти регионы сгруппированы ближе к границам образца. Доля покрытия, приходящаяся на зоны черных оттенков, достигает своего максимума 47,25 %. Два оставшихся участка занимают области серо-серебристого цвета. Их суммарная площадь снизилась до значения 49,84 %.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-00141).

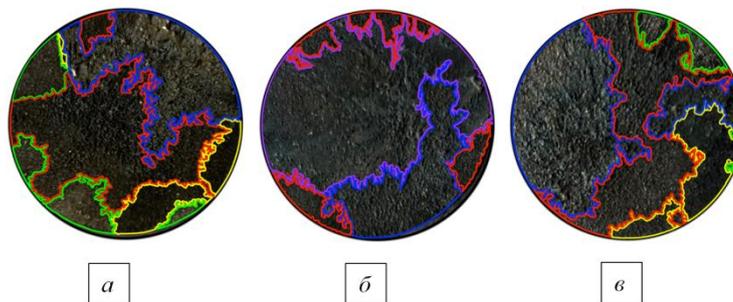
ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТИ БИОИНЕРТНЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Mo

Соснин К.В.

Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия,
K.sosnin@mail.ru

Полученное покрытие системы Ti-Nb-Mo имеет темно-синий оттенок. Его рельеф варьируется от мелких единичных включений до крупных выступающих элементов, формирующих группы и кластеры (рисунок 1).

Поверхность образца, подвергнутого электровзрывному напылению в режиме 1, можно разделить на 4 зоны (рисунок 1, а). Наибольшую часть покрытия, равную 42,33 %, занимают области с высокой степенью шероховатости темно-синего оттенка. 30,88 % поверхности занимают участки с крупными неровностями. На зоны с низкой степенью шероховатости, цвет которых является наиболее темным, приходится 14,86 % покрытия. Наименьшую часть поверхности, равную 11,93 %, занимают области светлых оттенков.



■ – участки с крупными неровностями; ■ – области с высокой степенью шероховатости; ■ – зоны с низкой степенью шероховатости; ■ – области светлого цвета; ■ – переходные области

а – образец получен в режиме 1; б – образец получен в режиме 2;
в – образец получен в режиме 3.

Рисунок 1 – Поверхность образцов, подвергнутых электровзрывному напылению покрытий системы Ti-Nb-Mo. Виды рельефа, формирующие биоинертное покрытие

На поверхности образца, сформированного в режиме 2, можно выделить 3 типа рельефа, среди которых наибольшую часть покрытия, равную 62,71 %, занимает переходная область, составляющие которой намного больше шероховатостей, но меньше крупных неровностей, чья суммарная поверхностная доля снизилась до своего минимума, равного 23,85 %. Оставшиеся 13,44 % приходятся на области с высокой степенью шероховатости, площадь которых также сократилась до своего минимума.

Как и в случае с поверхностью покрытия, полученного в режиме 1, на поверхности покрытия, полученного в режиме 3, можно выделить 4 разновидности рельефа. Наибольшую долю покрытия, значение которой достигло своего максимума 45,56 %, занимают участки крупными неровностями. На области с высокой степенью шероховатости, протянувшиеся через центр образца от одного края к другому, приходится 35,11 % поверхности. Области светлых оттенков, представленные четырьмя малыми участками, занимают 13,97 % покрытия. Оставшаяся часть поверхности, равная 5,35 %, приходится на зоны с низкой степенью шероховатости, растянувшимися по периферии образца.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-5585.2021.4.

**ПОВЕРХНОСТЬ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ
ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ag-C**

Московский С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия,
psk-svm@yandex.ru*

Режимы электровзрывного напыления на настоящем этапе не раскрываются для обеспечения патентной чистоты исследования (работа находится на начальном этапе). Описанные данные представляют собой усредненные значения по десяти образцам для каждого режима.

При визуальном осмотре образцов, подвергнутых электровзрывному напылению электровзрывного покрытия системы Ag-C, было установлено, что сформированная поверхность состоит из областей серых и темно-серых оттенков, зон медного цвета и участков серебристого цвета.

В образце 1 наибольшую часть покрытия занимают области темно-серых оттенков, площадь которых равна 47,86 %. В них можно заметить малые участки серебристого цвета, имеющие поверхностную долю 2,95 %. Для рассматриваемой фазы данное значение является минимальным. Возле границ образца расположены две зоны медного цвета, суммарная площадь которых является наименьшей. Ее значение равно 2,04 %. Остальную часть образца, равную 47,14 %, занимают области серого цвета.

В образце 2 наибольшей поверхностной долей обладают участки серого цвета. По сравнению с предыдущим образцом ее значение уменьшилось до своего минимального значения 46,41 %. В тоже время площадь участков серебристого цвета возросла до своего максимума 32,54 %. Поверхностная доля областей темно-серых оттенков значительно снизилась и составляет 18,36 %. Участкам медного цвета, лежащим возле границ образца, принадлежит наименьшая площадь покрытия, возросшая по сравнению с предыдущим образцом до 18,36 %.

В образце 3 площадь поверхности, занимаемая областями темно-серых оттенков, снизилась до своего минимального значения 12,54 %. Наибольшей поверхностной долей обладают области серого цвета, значение которой возросло до 53,96 %. Площадь участков серебристого цвета снизилась до 32,34 % по сравнению с предыдущим образцом. Участок медного цвета имеет наименьшую поверхностную долю 1,16 %.

В образце 4 наибольшую поверхностную долю занимают области серого цвета. Ее значение возросло до максимума 60,96 %. В тоже время площадь областей темно-серых оттенков возросла до своего максимального значения 35,28 %. Наименьшей поверхностной долей обладают участки серебристого цвета. Ее значение снизилось до минимума 3,76 %.

В образце 5 наибольшую площадь, равную 46,90 %, занимают области темно-серых оттенков. Поверхностная доля участков серебристого цвета возросла до 29,96 %. В тоже время присутствие областей черного цвета уменьшилось 12,93 %. Наименьшей площадью поверхности обладают зоны медного цвета. Ее значение возросло до своего максимума 10,22 %.

В образце 6 площадь поверхности, занимаемая областями серого цвета, является наибольшей. Ее значение возросло до 51,45 %. Поверхностная доля участков серебристого цвета уменьшилась до 24,82 %. Площадь областей темно-серых оттенков возросла до 20,13 %. Наименьшей поверхностной долей обладают участки медного цвета. Ее значение упало до 3,59 %.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4292.2022.4.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Cd-Ag-N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ, СОЧЕТАЮЩИМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ, ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВУЮ ОБРАБОТКУ И АЗОТИРОВАНИЕ

Почетуха В.В., Романов Д.А., Московский С.В., Соснин К.В., Филяков А.Д.
*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия,
v.pochetuha@mail.ru*

Комплексным методом, включающим электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование сформированы на меди покрытия состава Cd-Ag-N толщиной до 300 мкм. Показано, что параметр износа (величина, обратная износостойкости) медного образца с покрытием меньше параметра износа меди без покрытия в 2,3 раза. Коэффициент трения образцов с покрытием меньше коэффициента трения меди без покрытия в 2,2 раза. Установлено, что твердость покрытия и модуль Юнга не отличаются от данных характеристик меди. В результате испытаний на электроэрозионную стойкость в условиях дуговой эрозии установлено, что сформированное покрытие выдерживает 7105 циклов включения/отключения. В сравнении с результатами испытания электроэрозионной стойкости в условиях дуговой эрозии покрытий системы Ni-Ag-N, полученных в прошлом отчетном периоде за 2020 г. можно отметить, что покрытие Cd-Ag-N на 104 цикла включения/отключения превосходит покрытие Ni-Ag-N. Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что основными химическими элементами покрытия являются серебро и кадмий, в меньшем количестве присутствуют атомы азота и меди. Электропроводность сформированных покрытий близка к электропроводности серебра и составляет 62,1 МСм/м. Методами дифракционной электронной микроскопии установлено, что основными фазами покрытия являются твердые растворы на основе меди и серебра; выявлено образование интерметаллических фаз состава $Cd_{10}Cu_3$, Cd_3Cu_4 и Ag_5Cd_8 нанометрового диапазона. Методом рентгенофазового анализа установлено, что фазовый состав покрытий зависит от режима электронно-пучковой обработки и азотирования и представлен фазами Ag, AgCd, $Ag_{0,875}Cd_{0,125}$ и Cu. Определены массовая доля фаз, параметры кристаллической решетки и областей когерентного рассеяния этих фаз. На основании полученных результатов можно заключить, что увеличение прочностных и трибологических характеристик покрытия относительно медной подложки обусловлено формированием многофазной структуры, представленной твердыми растворами на основе серебра и меди субмикронных размеров, а также наноразмерными включениями интерметаллических фаз. Проведенный комплекс исследований заложил научные основы для коммерциализации результатов второго (2021) года проекта в будущем.

Коммерциализацию настоящего проекта можно осуществлять по двум направлениям. 1. Продажа технологии формирования электроэрозионностойких покрытий. В настоящее время есть опубликованные патенты на изобретения и полезные модели. Также ряд заявок на изобретения и полезные модели уже сейчас получили положительное решение о выдаче патента. Патентообладателем является Сибирский государственный индустриальный университет. Безусловно, для доведения результатов проекта до технологии требуются дополнительные исследования с технологической точки зрения. 2. Создание собственного предприятия по производству наиболее коммерциализируемых электрических контактов, упрочненных покрытиями, полученными в настоящем проекте. 3. Продажа прав интеллектуальной собственности третьим лицам.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb-N, ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Пронин С.Ю., Соснин К.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
Major-Pronin@mail.ru

Покрытия системы Ti-Zr-Nb-N формировали комплексным электрофизическим методом. Режимы обработки на настоящем этапе не раскрываются для обеспечения патентной чистоты исследования (работа находится на начальном этапе). Описанные данные представляют собой усредненные значения по десяти образцам для каждого режима.

Основными фазами полученных покрытий являются $Ti_{0,5}Nb_{0,5}$, TiN, Ti и Ti_2Zr . Результаты настоящего исследования подтверждаются рисунками 1 и 2.

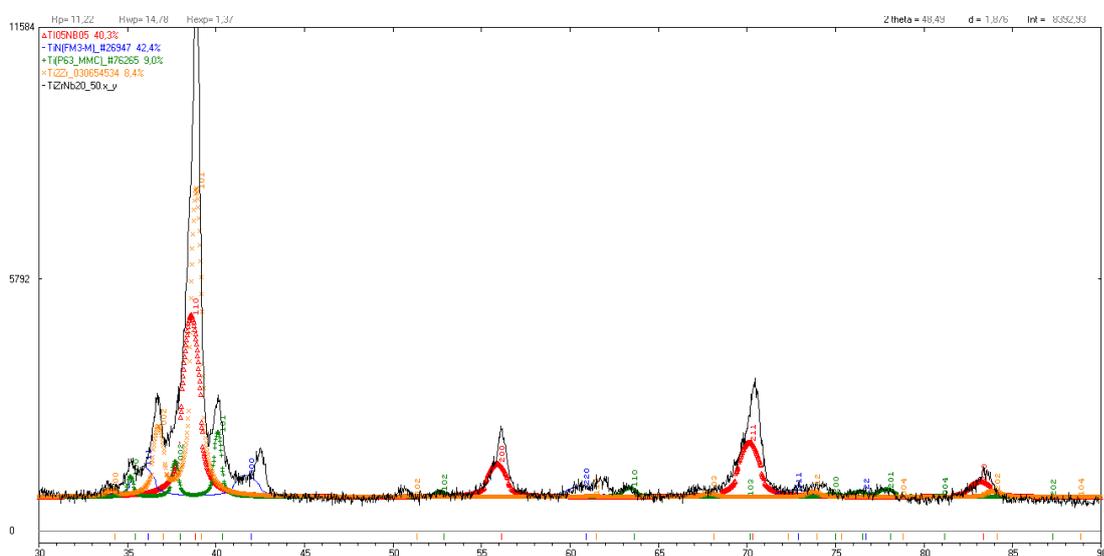


Рисунок 1 – Участок рентгенограммы покрытия системы Ti-Zr-Nb-N в режиме 1

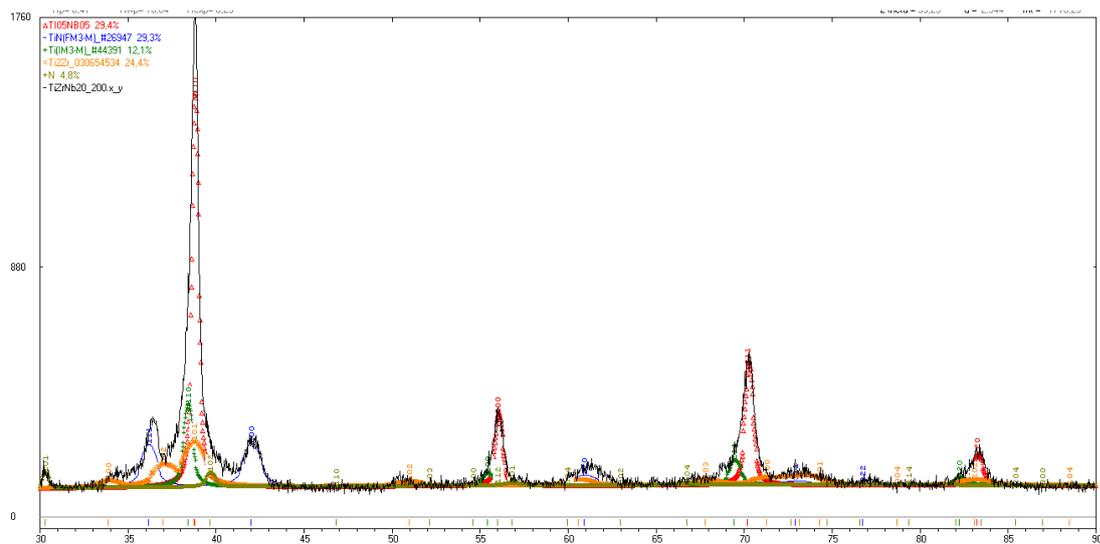


Рисунок 2 – Участок рентгенограммы покрытия системы Ti-Zr-Nb-N в режиме 1

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-00035).

**МЕХАНОСИНТЕЗИРОВАННЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ
ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНЫХ ПОЛИМЕРОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ
ДИСПЕРСНЫМИ ОКСИДАМИ ЖЕЛЕЗА**

**Киселева Т.Ю.¹, Григорьева Т.Ф.², Якута Е.В.¹, Ильин М.В.¹, Лазарева Е.В.¹,
Девяткина Е.Т.², Восмериков С.В.², Уянга Е.³**

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,
Новосибирск, Россия, grig@solid.nsc.ru*

²*Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,
Физический факультет, Москва, Россия, Kiseleva.tyu@physics.msu.ru*

³*Институт физики и технологии Монгольской академии наук,
Улан-Батор, Монголия*

Композиционные материалы на основе высокомолекулярных полимеров благодаря принципиальной возможности варьировать свойства за счёт введения в них различных веществ – модификаторов в последние годы привлекли к себе внимание в связи с открывшимися возможностями применения их в сферах экологии, фармацевтики, биомедицины и органической электроники, заменяя традиционные материалы. Выбор модификатора зависит от целей и условий использования полимерного композита. При этом основные характеристики композита будут зависеть не только от природы выбранного модификатора, его содержания в композите, а также от характера связи полимер-модификатор. В качестве связующего в композиционные материалы нами были использованы поли-N-винилпирролидон и сверхвысокомолекулярный полиэтилен, а модификаторами выбраны дисперсные оксиды, содержащие железо. Интерес к ультрадисперсному состоянию оксида в качестве модификатора связан с тем, что в таком состоянии он обладает развитой удельной поверхностью, обладает высокой адсорбционной способностью, повышенной адгезией; наличие большого числа нескомпенсированных связей на поверхности частиц оксида определяет его повышенную реакционную способность. Создать активное состояние для взаимодействия с полимером возможно методами механической активации как самого модификатора, так и полимера. А формирование однородных композиционных прекурсоров необходимо для последующих этапов создания из них функциональных материалов как традиционными методами прессования, так и с помощью аддитивных технологий. В нашей работе методами рентгендифракционного анализа, ИК-спектроскопии и мессбауэровской спектроскопии, изучено влияние условий механохимического синтеза на формирование структуры композиционного материала и установлено различие взаимодействия выбранных полимеров с поверхностью активированных частиц оксидов железа.

Выполнено в рамках проекта РФФИ19-52-44003.

**СТРУКТУРНО-МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА
СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ ИТТРИЕВОГО ФЕРРИТА-ГРАНАТА
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕХАНОСИНТЕЗИРОВАННЫХ ПРЕКУРСОРОВ**

**Киселева Т.Ю.¹, Григорьева Т.Ф.², Тяпкин П.Ю.², Лазарева Е.В.¹,
Восмериков С.В.², Девяткина Е.Т.², Сангаа Д.³**

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,
Новосибирск, Россия, grig@solid.nsc.ru,*

²*Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,
Физический факультет, Москва, Россия, kiseleva.tyu@gmail.com,*

³*Институт физики и технологии Монгольской академии наук,
Улан-Батор, Монголия*

Механохимический синтез оксидов функциональных систем в порошковом виде привлек к себе внимание в последние десятилетия в связи с необходимостью получения в промышленных масштабах систем пониженной размерности и композиционных материалов, что обусловлено широким спектром областей использования в технологиях материалов для жизнеобеспечения: флюоресцентных и защитных экранов, материалов и компонентов для формирования материалов оптоэлектроники и сенсорики, извлечения изотопных отходов. Среди спектра оксидов практически важными все еще остаются ферритовые составы смешанных систем, характерными особенностями которых является их сложное магнитное упорядочение, являющееся результатом конкуренции различных видов обменных взаимодействий, образование смешанных валентных состояний, дефектности. Несмотря на существующий ряд работ, посвященных исследованиям взаимосвязи структуры и свойств частиц железо-иттриевых ферритов, полученных классическими методами химии в растворах и их различных модификаций, использования твердофазных керамических методов существует достаточно много открытых вопросов фундаментального и практического характера, связанных с механизмами формирования необходимой структуры и достижения чистоты фазового состава, уменьшения количества примесных фаз, влияющих на практически важные свойства. В нашей работе мы исследовали механизмы взаимодействия механоактивированных смесей оксидов железа и иттрия с целью выявления условий активации и температурных обработок для получения частиц со структурой граната с минимальным количеством примесных фаз. Для решения этой практической задачи был использован комплекс экспериментальных методов, чувствительных как изменению структурного состояния по объему смесей, так и к сформированным локальным состояниям в частицах и на их поверхности, а именно рентгеновской дифракции, спектроскопии комбинационного рассеяния и мессбауэровской спектроскопии.

Выполнено в рамках проекта РФФИ-мон.19-52-44003.

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРИНЦИПОВ ФОРМИРОВАНИЯ
МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПОРОШКОВ ОКСИДА
ЦИРКОНИЯ И СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ**

**Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Оковитый В.В.,
Сидоров В.А., Литвинко А.А.**

*Белорусский национальный технический университет,
Минск, Республика Беларусь, niil_svarka@bntu.by*

Введение. Современные сплавы на основе никеля, используемые для нанесения антиметиоритных покрытий, обычно содержат 6-12% Al, 20-30% Cr, а также 0,15-1,0% реактивного элемента (иттрия, иттербия, гафния, церия, лантана и др.). Содержание алюминия всегда больше, чем в покрываемом сплаве-подложке, что обеспечивает увеличение жаростойкости материала. Однако, по этой же причине, сплав покрытия оказывается более хрупким, чем материал подложки. Хрупкое покрытие является источником зарождения усталостных трещин, и, если усталостное разрушение изделия не является прямым следствием окисления, то всегда приводит к уменьшению циклической прочности сплавов. Хром значительно слабее снижает пластичность сплавов, поэтому увеличение его содержания свыше 20% позволило снизить концентрацию алюминия, сохранив необходимые жаростойкость и пластичность материала. В соответствии с диаграммой состояния NiCrAlY-покрытие представляет собой матрицу из γ -твердого раствора на основе Ni выделений β -фазы (NiAl), а также раствора никеля в хrome (α -Cr). При высокотемпературной выдержке (>1270 K) в γ -матрице происходят выделения дисперсной γ' -фазы (Ni₃Al) [1-7], γ' -фаза обладает жаростойкостью, средней между β -фазой и γ -Ni [5], однако ее дисперсные выделения значительно снижают диффузионную подвижность элементов в сплаве, что благоприятно сказывается на общей жаростойкости материала. Влияние реактивных элементов (иттрия, иттербия, гафния, циркония, лантаноидов и др.) на жаростойкость рассматриваемых сплавов обусловлено модифицирующим их воздействием на защитную оксидную пленку, а также изменением диффузионной подвижности атомов в сплаве. Для реализации защитных свойств оксидная пленка должна иметь: 1) низкую проницаемость для компонентов среды и сплава, что обеспечивает медленный рост ее толщины; 2) высокие физико-механические свойства, согласованные со свойствами металла-подложки, что необходимо для сохранения адгезии пленки в условиях частых теплосмен. Характерной особенностью окисления сплавов металл-хром-алюминий является встречная диффузия через оксидную пленку алюминия по направлению к внешней границе пленки и кислорода в сплав [6]. В результате образование новых зерен оксидов происходит как на поверхности пленки, так и внутри нее, т.е. на границах зерен уже существующих оксидов и на границе пленка-сплав. Уменьшение размеров зерен приводит к большему увеличению скорости диффузии кислорода, чем алюминия, что связано с диффузией междоузельных атомов по границам зерен, однако данные величины скорости диффузии остаются соизмеримыми и механизм формирования оксидной пленки принципиально не меняется, по-прежнему присутствует внутреннее окисление [7]. При этом над богатой алюминием β -фазой сплава образуется преимущественно пленка из γ -Al₂O₃, над γ -фазой - оксидная пленка шпинельного типа. Наиболее значительным следствием внутреннего окисления в рассматриваемой пленке на жаростойких сплавах является увеличение ее объема, которое приводит к образованию сжимающих напряжений, главным образом, на границе раздела пленка-сплав и образованию несплошностей на границе раздела. Считают, что именно эти несплошности инициируют отслаивание пленки при последующих теплосменах [4]. Увеличение жаростойкости сплавов при введении небольших добавок реактивных элементов - иттрия, циркония, гафния и др. связывают, в первую очередь, с резким ростом адгезионной прочности оксидной пленки при термоциклировании. Полагают, что причиной является резкое снижение

скорости диффузии в пленке, в результате чего внутреннее окисление переходит во внешнее [7]. В этом случае оксидная пленка растет главным образом за счет диффузии кислорода. Поэтому пленка имеет мелкозернистую структуру столбчатых кристаллов $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и лишь близ ее внешней границы формируются равноосные кристаллы. С увеличением концентрации реактивного элемента образование новых зерен оксидов внутри пленки замедляется и при содержании иттрия более 0,82% прекращается полностью, однако одновременно увеличивается скорость диффузии кислорода [3]. Последнее вызвано измельчением зерна сплава и оксидной пленки, а также образованием богатых иттрием фаз типа Ni_5Y , Ni_9Y , $\text{Ni}_3\text{Al}_2\text{Y}$, $(\text{NiCo})_{4,25}\text{Al}_{0,15}\text{Y}$, которые обладают низкой стойкостью к высокотемпературному окислению. Это должно учитываться при оптимизации содержания редкоземельных металлов (РЗМ) в сплаве. Таким образом, следствием введения реактивных элементов в антиметиоритный сплав является отсутствие напряжений в пленке, вызываемых внутренним окислением. И так из всего вышесказанного следует - качественные покрытия на основе частичного стабилизированного диоксида циркония и никель-хром-алюминий-итриевого сплава необходимо формировать из материалов с равномерным химическим и фазовым составом по сечению исходных порошков, с максимальным количеством тетрагональной фазы и минимальным размером зерна фазовых включений, со строго определенным размером и морфологией частиц исходного порошка.

Принципы формирования композиционных покрытий никель – хром – алюминий - иттрий и оксида циркония.

Сравнительные результаты формирования двухслойных композиционных покрытий с твердым комбинированным слоем ZrO_2 и вязкими металлическими слоями на основе NiCr , NiAl и NiCrAlY показывают преимущество NiCrAlY . В случае применения NiCrAlY прочность сцепления возрастает в 1,3-1,5 раза и максимальный КИП увеличивается с 58% до 68%, что существенно, поскольку стоимость 1 кг порошка $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ около 60–100 долларов США. На рис. 1 и 2 представлены результаты по влиянию различных вязких металлических слоев на коэффициент использования порошка и прочность сцепления напыленных покрытий. Как видно из рис. 1 и 2 покрытия с вязким металлическим слоем на основе NiCrAlY показали прочность сцепления в 1,3-1,5 выше, чем при напылении NiCr и NiAl . Одними из наиболее важных факторов, влияющих на прочность сцепления плазменных покрытий после напыления, являются остаточные напряжения. У плазменных покрытий из-за большой разницы коэффициентов термического расширения алюминиевой основы и вязких металлических слоев на основе NiCr и NiAl , остаточные напряжения в покрытии достаточно высоки и присутствует выраженная граница раздела, все это приводит к невысокой прочности сцепления по сравнению с NiCrAlY . Для получения качественных покрытий с повышенной прочностью и износостойкостью должно внимание следует уделять всем этапам нанесения композиций, включая подготовку подложки, порошков и их плазменному распылению. Для очистки и активации поверхности подложки на нее воздействуют струей абразивного материала. При выполнении операции модели элементов экранов размещают в рабочей камере абразивно-пневматической установки. В качестве абразива рекомендуется электрокорунд, позволяющий получать развитый микрорельеф подготавливаемой поверхности и в меньшей степени загрязняющий подложку в сравнении с карбидом кремния. С целью предотвращения образования поверхностных трещин, снижающих усталостные характеристики изделия, не рекомендуется применять чрезмерно высокое давление сжатого воздуха, транспортирующего абразив ($p \leq 0,6$ МПа). После струйно-абразивной подготовки поверхности изделия его обдувают сжатым воздухом. При попадании масла или влаги на подготовленную поверхность ее необходимо очистить смоченной в этиловом спирте салфеткой с повторением струйно-абразивной обработки. Для удаления следов абразива с поверхности применяют ультразвуковую очистку изделия в этиловом спирте.

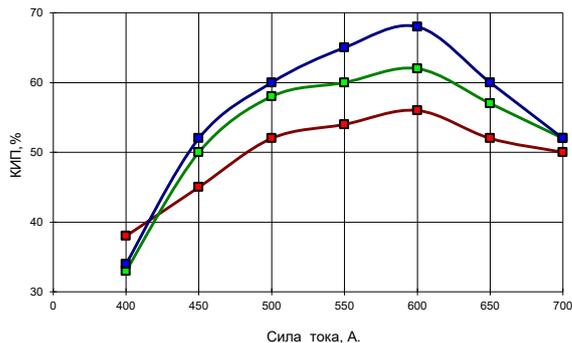


Рисунок 1 - Зависимость КИП, % от силы тока электрической дуги I, А для порошков ZrO₂: 1 –подслой NiCr(R_N=55 л/мин, L=100 мм,); 2- NiAl(R_N=50 л/мин, L=110 мм,); 2- NiAl(R_N=50 л/мин, L=110 мм)

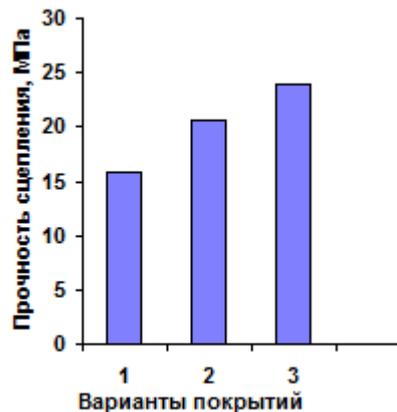


Рисунок 2 - Влияние различных вязких металлических слоев антимиоритных покрытий на основе ZrO₂-Y₂O₃ на прочность сцепления покрытий с основой: 1 - ZrO₂-Y₂O₃-NiCr; 2 - ZrO₂-Y₂O₃-NiAl; 3 - ZrO₂-Y₂O₃-NiCrAlY

Наряду с упомянутой подготовкой поверхности для увеличения адгезионной прочности покрытий и снижения остаточных напряжений в системе “покрытие - подложка” целесообразно предварительное напыление подслоя. При этом подслей должен характеризоваться повышенной прочностью сцепления с подложкой, достаточной пластичностью и коэффициентом термического расширения, соответствующим аналогичному коэффициенту основного слоя покрытия ($\alpha_{\text{подслоя}} \approx \alpha_{\text{осн. слоя}}$). Как показали исследования, при нанесении покрытий типа ZrO₂ эффективно напыление подслоя NiCrAlY толщиной 0,1-0,2 мм. Структурные элементы рабочей поверхности нанесенных материалов должны распределяться равномерно. Это обеспечивается применением исходных композиционных материалов в виде порошков, распыляемых высокотемпературной струей плазмы. Каждая частица порошка представляет собой композицию структурных элементов покрытий. Размер частиц распыляемого порошка во многом формирует свойства покрытия, стабильность фракции – пределы изменения свойств. Рассев порошка на фракции осуществляют на приборах ситового анализа или в классификаторах порошка. Предпочтительные размеры частиц порошка для плазменного напыления подслоев NiCrAlY 40 - 63 мкм, основного слоя ZrO₂ составляют менее 50 мкм. Известно, что защитные свойства многослойных композиционных плазменных покрытий зависят от их толщины. Увеличение этого параметра способствует улучшению защитных свойств. Однако пределы увеличения ограничены возрастающими остаточными напряжениями, вызывающими отрицательный эффект. С учетом международного опыта и наших исследований толщина многослойных композиционных плазменных покрытий на основе ZrO₂ составляет 0,5 - 0,6 мм. Рекомендации по толщине покрытий связаны с необходимостью предусматривать припуск на механическую обработку деталей. Одним из основных этапов предлагаемой технологии является послойная обработка полученного напылением материала компрессионной плазмой. Указанная операция выполняется на специальном оборудовании, которое представляет собой квазистационарный сильноточный плазменный ускоритель в вакуумной камере. Энергетический уровень импульсных воздействий на слои покрытия регулируется изменением дистанции обработки. Технологический вариант установки должен иметь оснастку, которая обеспечивает минимальные затраты времени на регулировку режимов импульсно - плазменной обработки, снятие и установку обрабатываемых изделий.

Заключение.

Разработаны технологические принципы формирования композиционных покрытий – вязкий металлический слой никель-хром-алюминий-итрий и твердый комбинированный слой оксид циркония. Сравнительные результаты формирования композиционных покрытий с твердым комбинированным слоем ZrO_2 и вязкими металлическими слоями на основе NiCr, NiAl и NiCrAlY показывают преимущество NiCrAlY. В случае применения NiCrAlY прочность сцепления возрастает в 1.3-1.5 раза и максимальный КИП увеличивается с 58% до 68%. Использование сплавов на основе никель-алюминий хром-реактивный элемент (М-кролей) в качестве вязкого металлического слоя для напыления композиционных многослойных покрытий по мнению авторов значительно улучшат эксплуатационные характеристики моделей элементов экранов противометеорной защиты.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Пантелеенко, Ф.И. Оптимизация процесса напыления керамических плазменных покрытий на модели элементов экранов противометеорной защиты / Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Асташинский В.А. //Тезисы международной научно-технической конференции “Машиностроение и техносфера 21 века”, 15-20 сентября 2014 г., г. Севастополь. – Т.2. - С.123-127.
2. Девойно, О.Г. Плазменные теплозащитные покрытия на основе диоксида циркония с повышенной термостойкостью / Девойно О.Г., Оковитого В.В. // “Наука и техника”, БНТУ - Минск, 2014.- Вып.6.- С.3-10.
3. Оковитый, В.А. Формирование и исследование многослойных композиционных оксидных покрытий на элементах экранной противометеорной защиты / Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И., Девойно О.Г., Оковитый В.В., Асташинский В.М. и др.// “Наука и техника” БНТУ, 2016.- Вып.4.- С.270-276.
4. Пантелеенко, Ф.И. Исследование плазменных двухслойных композиционных покрытий диоксид циркония – нихром / Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Пантелеенко Е.Ф. //“Актуальные проблемы в машиностроении”, НГТУ – Новосибирск- 2017.- Том 4, № 3.- С.100-105.
5. Пантелеенко, Ф.И. Разработка технологии нанесения плазменных композиционных покрытий на основе диоксида циркония для систем космических аппаратов / Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Асташинский В.М., Оковитый В.В., Соболевский С.Б.// “Наука и техника”, БНТУ - Минск, 2015. - Вып.3.- С.5-9.
6. Оковитый, В.В. Выбор оксидов для стабилизации диоксида циркония при получении теплозащитных покрытий аппаратов / Оковитый В.В.// “Наука и техника”, БНТУ - Минск, 2015.- Вып.5.- С.26-32.
7. Оковитый, В.А. Оптимизация процесса напыления керамических плазменных покрытий на основе диоксида циркония на модели элементов экранов противометеорной защиты / Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И., Девойно О.Г., Оковитый В.В., Асташинский В.А //Тезисы межд. науч.-техн. конференции “Машиностроение 21 века”, 2016 г., г. Севастополь. - Т.2. - С.123-127.

**ОСОБЕННОСТИ РАБОТЫ ПРИВОДА НА ОСНОВЕ СЭПФ TiNi ПРИ
ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ В НЕПОЛНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ
МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ**

Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н.
*Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
E-mail: aleksspb@list.ru*

Одним из вариантов применения сплавов с эффектом памяти формы (СЭПФ) является их использование в качестве материала рабочего тела приводов, двигателей и других устройств многократного действия, преобразующих тепловую энергию в механическую. Рабочий цикл приводов из СЭПФ представляет собой циклическое повторение “деформирование рабочего тела при охлаждении и совершение полезной работы при его нагреве”. Однако при многократных теплосменах в СЭПФ наблюдается значительное изменение параметров эффектов памяти формы и накопление необратимой деформации. Поэтому для того чтобы продлить ресурс привода необходимо выбирать оптимальные параметры его эксплуатации: температурные режимы и деформационно-силовые параметры. Целью данной работы было исследование влияния температурного интервала эксплуатации привода (его доли и положения по отношению к полному интервалу мартенситных превращений) на величины эффекта памяти формы, реактивных напряжений и совершенной работы при многократном срабатывании привода.

Объектом исследования выбраны цилиндрические образцы из сплава $Ti_{50}Ni_{50}$, которые испытывали в режиме кручения. Крутящий момент создавали маятниковым динамометром. Подробная схема установки представлена в [1]. Эффективная жесткость (K) системы для всех экспериментов была равна 8 ГПа. Установлено, что данная жесткость обеспечивает максимальную производимую работу приводом [1]. Для инициирования эффекта памяти формы образцы сплава TiNi предварительно деформировали до 3, 5 или 7% при комнатной температуре в мартенситном состоянии и затем разгружали. После разгрузки первый образец подвергли 15 термоциклам в интервале температур 180 ± 30 °С. По полученным зависимостям деформации и напряжения от температуры получили зависимости величин реактивных напряжений, обратимой деформации, необратимой деформации, совершаемой работы и температур мартенситных превращений от номера термоцикла. Затем вычислили 0.9 и 0.75 доли совершаемой работы в первом цикле и определили температурные интервалы, термоциклирование в которых обеспечило бы желаемую совершаемую работу в первом цикле. Затем образцы сплава после предварительного деформирования подвергли термоциклированию в этих интервалах. Установлено, что изменение положения и доли реализуемого температурного интервала превращения позволяет значительно влиять на зависимости величин реактивных напряжений, обратимой деформации, необратимой деформации, совершаемой работы и температур мартенситных превращений от номера термоцикла.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-29-20021) и гранта Санкт-Петербургского научного фонда в соответствии с соглашением от 14 апреля 2022 г. № 40.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sibirev A., Belyaev S., Resnina N. The influence of counter-body stiffness on working parameters of NiTi actuator // Sensors and Actuators A: Physical. - 2021. № 112568 (319).

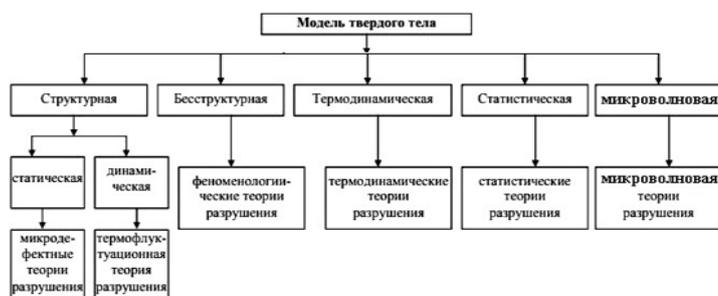
МЕХАНИЗМЫ ТРАНСФОРМАЦИИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЛН И НЕКОТОРЫЕ КРИТЕРИИ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ РАСХОДОВАНИИ СВЧ ЭНЕРГИИ

Махмудов Х.Ф.¹, Тошходжаев Х.А.², Хайдарова М.А.²

¹ФТИ им. А.Ф. Иоффе (Ioffe Institute), Санкт-Петербург, Россия

²Худжандский государственный университет имени академика Б. Гафурова, Республика Таджикистан, г. Худжанд, проезд Мавлонбекова, 1
mailto: h.machmoudov@mail.ioffe.ru

Произведен эксперимент, моделирующий и описывающий механизм трансформации микроволновой энергии в тепловую, отличающийся от ранее рассмотренных трех механизмов. Механизм основан на резонансных колебаниях СВЧ – волн [1,2] в порах гетерогенных образцах с последующей трансформацией микроволновой энергии в тепловую в местах соприкосновения. Установлена необходимость определения самого источника зарождения трещиноватости, способа получения и места появления первичного теплового эффекта от микроволнового воздействия при изучении разрушения гетерогенных материалов в области механики разрушения твердого тела.



Существующая схема, модель твердого тела и схема, добавленная (предложенная) в работе: колонка правая верхняя «микроволновая» и колонка правая нижняя «микроволновая теория разрушения». Микроволновая теория разрушения подробно рассмотрена, и предложено направление, наряду с другими направлениями разрушения, при изучении модели твердого тела в области исследования прочности и разрушения деструкции во влагосодержащих гетерогенных твердых диэлектриках. При проведении сравнений результатов воздействий электромагнитных волн СВЧ нагрева с результатами инфракрасного излучения (нагревом в муфельной печи), сделан вывод о преимуществе микроволновой технологии [3], также уточнен механизм развития микротрещин в пористых влагосодержащих гетерогенных материалах [4]. Экспериментально полученный результат всех видов микротрещиноватости в гранитных образцах вследствие механизма СВЧ - нагрева при временном воздействии микроволн без какого-либо внешнего механического напряжения, указывает на иные представления о новом понимании «кинетики», которая была заложена в ФТИ им. А.Ф. Иоффе академиком С. Н. Журковым и его учениками.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Heng, S.; Li, X.; Zhang, X.; Li, Z. Mechanisms for the control of the complex propagation behaviour of hydraulic fractures in shale. J. Pet. Sci. Eng. 2021, 200, 108417.
- [2] Z. Shao, Y. Wang, X. Tang, 2020, Engineering Geology, 271, 105614.
- [3] Менжулин М. Г, Махмудов Х. Ф. ЖТФ. 2019, 64, С. 615- 919.
- [4] K. F. Makhmudov. Journal of Physics: Conference Series. Ser. "International Conference Physic A. SPb 2020" 2020. С. 012182.

ВЛИЯНИЕ ПОЛИМЕРНОГО СЛОЯ В КОМПОЗИТАХ СТАЛЬ 20-ПОЛИМЕР-СТАЛЬ 20 НА СИГНАЛЫ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Сятковский А.И.¹, Черняева Е.В.², Волков А.Е.², Вьюненко Ю.Н.³

¹ОАО «Пластполимер», Санкт-Петербург, 195197, Россия,

²Санкт-Петербургский государственный университет,

Санкт-Петербург, 198504, Россия

lena@smel.math.spbu.ru

³ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», Санкт-Петербург, 195426, Россия

В настоящее время для снижения уровня шума и вибраций в технике все более широкое применение находят листовые композитные материалы, содержащие внутренние полимерные слои [1-3]. Простейшим вариантом таких композитов являются трехслойные структуры вида металл-полимер-металл, где вязкий полимерный слой располагается между армирующими слоями металла. В качестве полимерных связующих могут использоваться пленки на основе поливинилацетата (ПВА-пленки) с широким спектром физико-механических характеристик [4], материалы на основе полиуретана, полибутилметакрилата и др. [5, 6].

Метод акустической эмиссии (АЭ) в настоящее время находит широкое применение для контроля состояния различных промышленных объектов [7 - 9]. При этом исследуются как количество сигналов и распределение их генерации во времени, так и их энергетический спектр. В связи с последним обстоятельством представляет интерес влияния полимерных прослоек на спектр сигналов.

В настоящей работе изучали влияние полимерного слоя на спектр сигналов АЭ, генерируемых при индентировании металлического слоя металл-полимер-металлического композита в результате их прохода через полимерный слой.

Для исследования были изготовлены образцы трехслойных металл-полимер-металлических композитов, в которых в качестве металлических слоев были использованы пластины из стали 20 (Fe – 0,17%С – 0,52%Mn – 0,29%Si – 0,014%S – 0,015%P – 0,09%Cr – 0,08%N – 0,24%Cu) размером 25x20x2 мм. Полимерный слой состоял из одного или нескольких вибродемпфирующих пленок разного типа (см.табл.1) с разной температурой стеклования ($T_{ст}$), которая соответствует максимальной демпфирующей способности полимера.

Инициирование АЭ осуществляли путем внедрения твердосплавного конического индентора. Из-за малых размеров образцов индентирование проводили по схеме, при которой образец располагался непосредственно на датчике АЭ. В качестве силового привода была использована испытательная машина ИМ-4А. Предварительная нагрузка Р на индентор составляла 100 Н, максимальная – 1000 Н. Для регистрации и преобразования АЭ сигналов в электрические применяли датчик MSAE-L2 и усилитель MSAE-FA010 с общим усилением 80 дБ.

Все зарегистрированные сигналы АЭ по методике [10] разбивали на группы по форме кривой спектральной плотности мощности, и анализировали «спектральные портреты» (усредненная форма кривой спектральной плотности мощности), медианную частоту (частота, делящая площадь под кривой спектральной плотности пополам) и энергию сигналов в каждой группе.

Таблица 1 - Список используемых образцов типа «металл-полимер-металл»

Образец	Металл	Полимер	$T_{ст}$, °С	Количество слоев пленки	Примечание
С-2А	Сталь 20	ВПС -2,5	+20	2	Самоклеящаяся пленка
С-4А				4	
С-1Б		Полиуретан ПФЛ-100	-20	1	
С-2Б				2	
С-2В		ВПНС -4	+5	2	Самоклеящаяся пленка
С-4В				4	
С-1Г		бутилкаучук -1675	-45	1	
С-2Г				2	

На рис. 1 показаны усредненные по нескольким уколам результаты исследования АЭ при индентировании композита «сталь 20–полимер–сталь 20».

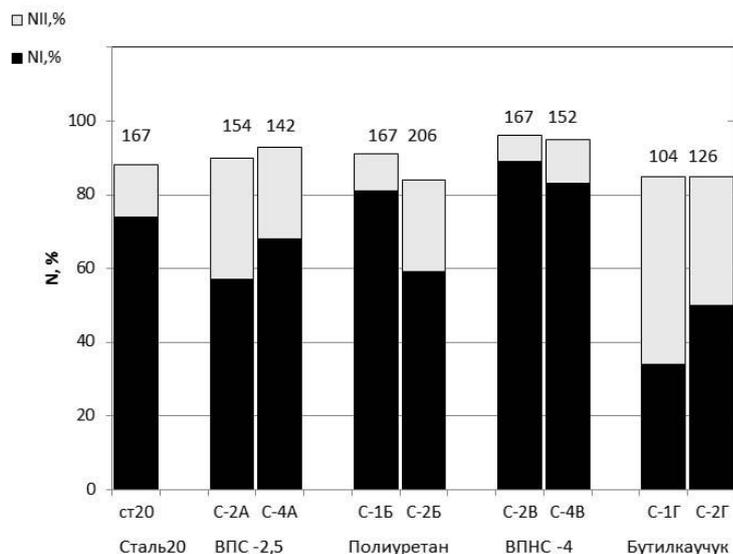


Рисунок 1 - Соотношение количества сигналов типа I и II (черные – тип I, серые – тип II) при индентировании образца сталь20 – полимер – сталь 20 для разных полимеров.

Правые столбики соответствуют образцам с удвоенной толщиной полимерного слоя. Цифры над столбиками показывают общее количество сигналов АЭ

При индентировании пластины стали 20 было зарегистрировано 2 основных типа сигналов. Наиболее многочисленную (от 70 до 85%) группу составляли сигналы типа I с пиками на частотах 130 и 167 кГц. Вторая по численности (10-20%) группа содержала сигналы типа II с пиками на частотах 167 и 193 кГц. Кроме того при большинстве уколов наблюдалось небольшое количество низкочастотных сигналов на частотах до 100 кГц.

Слои полимера и их толщина мало влияли на вид спектров сигналов типа II, но у сигналов типа I всегда смещали спектры в область более низких частот, практически подавляя второй пик на спектре сигналов, порождаемых индентированием стали 20. Сильнее всего влияют на соотношение сигналов двух типов пленки ВПС-2,5 и бутылкаучука, которые резко снижают долю сигналов типа I, так что часто наиболее многочисленной группой становились сигналы типа II. Тем не менее, основной спектральный состав АЭ, характерный для стали 20, сохранялся во всех случаях, а небольшой процент одиночных сигналов, часто регистрируемых при индентировании стали 20, вероятнее всего, связан с отсутствием дополнительной обработки поверхности металла (полировка не проводилась). На пластине были хорошо видны, в частности, темные пятна окалины, растрескивание которой под индентором и могло дать отдельные сигналы с разнообразными спектрами. Проведенные исследования показали, что при индентировании композитов сталь 20-полимер-сталь 20 сохраняется спектральный состав АЭ, характерный для стали 20, хотя происходит подавление высокочастотных пиков на кривых спектральной плотности мощности. В обеих сериях испытаний наименьшее влияние на спектральные характеристики АЭ оказывала самоклеящаяся пленка ВПНС-4.

Таким образом, можно предположить, что в случае использования дополнительных шумо- или виброзащитных покрытий на конструкциях и агрегатах в местах традиционного применения метода АЭ, этот метод может быть использован в качестве инструмента неразрушающего контроля.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Mohan D. Rao. Recent Applications of Viscoelastic Damping for Noise Control in Automobiles and Commercial Airplanes // Journal of Sound and Vibration, 2003. – Vol. 262 (3). – P. 457.
2. Nakka B.C. Vibration Control in Machines and Structures Using Viscoelastic Damping // Journal of Sound and Vibration, 1998. – Vol. 211(3). – P.449.

3. Ионов А.В. Средства снижения вибрации и шума на судах. СПб: ЦНИИ им. акад. А.Н. Крылова, 2000. –368 с.
4. Скуратова Т.Б., Кириллов С.Е., Сятковский А. И. Диссипативные свойства полимерных пленок и композитных материалов на основе поливинилацетата // Журнал прикладной химии, 2019.– Т. 92, № 7. – С. 881–887.
5. Сятковский А.И., Курлянд С.К., Рютканен Е.А., Скуратова Т.Б., Сиротинкин Н.В. Диссипативные свойства слоистых полимерных материалов на основе поливинилацетата и полиуретановых эластомеров различной твердости // Каучук и резина, 2019. – Т. 78, № 4. – С 210-213
6. Н.В.Куцубина, А.А.Санников. Теория виброзащиты и акустической динамики машин: учебное пособие/ Н.В.Куцубина, А.А.Санников .– Екатеринбург: Уральск. гос. лесотехн. ун-т, 2014. – 167 с.
7. ГОСТ Р 52727-2007. Техническая диагностика. Акустико-эмиссионная диагностика. Общие требования. – М.: Стандартиформ, 2007. – 15 с.
8. Правила организации и проведения акустико-эмиссионного контроля сосудов, аппаратов, котлов и технологических трубопроводов. – ОБ 03-593-03. – Госгортехнадзор России. – М.: ПИО ОБТ, 2003.– 55 с.
9. Растегаев И.А., Данюк А.В., Аглетдинов Э.А., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. Способ акустико-эмиссионной диагностики динамического промышленного оборудования/ Патент RU 2684709 С1. Дата рег. 11.04. 2019.
10. Д.Л. Мерсон, А.А. Разуваев, А.Ю. Виноградов. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке. // Дефектоскопия. - 2002. - № 7. - С. 37-46.

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ ОБРАЗЦА ПРИ ОЦЕНКЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ В РЕАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЯХ

Дегтярева С.П.^{1,2}, Коджаспиров Г.Е.¹, Сафронов Д.А.¹

¹*Санкт - Петербургский Политехнический университет Петра Великого,
г. Санкт – Петербург, Россия*

²*ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И.Ползунова»,
г. Санкт – Петербург, Россия
E-mail: bulgakova.sf@gmail.com*

Разрушение изделий в результате циклических нагревов является актуальной проблемой в современной технике. Л.Ф. Коффиным установлено, что долговечность в этих условиях зависит от пластической деформации в цикле. Примененный им в исследованиях метод стал повсеместно методом испытаний материалов на термическую усталость. Однако, он ограничен в выборе величины пластической деформации в цикле ($\epsilon_{пл}$), что не дает возможности изменять ее величину в широких пределах для построения зависимости долговечности N_p от $\epsilon_{пл}$ и, вследствие этого, ограничивает возможности более корректного исследования процесса в изделиях. В итоге термическая усталость, как проблема разрушения, отошла на второй план в работе конструкторов и в расчете ресурса изделий.

Разработанный и применяемый в ЦКТИ метод термоциклических испытаний на корсетных образцах позволил получить большой объем экспериментальных данных, включающих результаты металлографических наблюдений. Их анализ составил предмет исследования в настоящей работе. Установлено, что в корсетных образцах разрушение развивается иначе, чем в образцах Л.Ф. Коффина, но в большей степени соответствует механизму разрушения, имеющему место при разрушении реальных изделий в результате термической усталости. Поэтому представляется целесообразным перейти к испытаниям на корсетных и подобных им образцах, т.к. это позволит получать более достоверные данные, необходимые для расчетов ресурса в изделиях. Корсетный образец позволяет варьировать пластическую деформацию в цикле в очень широких пределах – вплоть до деформации, соответствующей разрушению. С помощью образцов корсетной формы можно более адекватно моделировать развитие разрушения в изделиях путем изменения их формы, размеров и режимов испытаний.

ПРОЧНОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ МОЛИБДЕНА С РАЗЛИЧНЫМИ ВИДАМИ УПРОЧНЕНИЯ

Коржов В.П., Кийко В.М., Строганова Т.В., Прохоров Д.В., Желтякова И.В.

ИФТТ РАН,

г. Черноголовка, Московская обл., РФ

korzhov@issp.ac.ru

При разработке композиционных материалов со слоистыми структурами важным объектом в планировании и достижении их свойств являются границы между участвующими в композите слоями. При этом граница в многослойных композитах может быть в виде виртуальной прослойки между слоями из одного металла или сплава и в виде искусственно созданных слоёв, несущих на себе функциональную нагрузку, которая определяет назначение композита. Как раз такие слои и формируются с целью придания композиту нужного свойства.

Целью работы было сравнить прочностные свойства (при комнатной и повышенных температурах) композитов на основе одного тугоплавкого металла или сплава, но с разными типами упрочнения. В качестве композит-образующего металла был выбран молибден, считающийся одним из перспективных сплав образующих металлов будущего. Есть большая надежда на его основе разработать композиционные материалы и сплавы для эксплуатации при температурах, превышающих 1300°C [1].

Первым из трёх исследуемых композитов рассмотрим многослойный Мо/Мо-композит, приготовленный по твердофазной технологии с использованием диффузионной сварки под давлением ~14 МПа при 1400°C в течение 1 ч. После сварки получался композит со слоистой структурой из молибденовых слоёв толщиной 50 мкм в количестве ~50 шт. При испытаниях этого и следующих композитов нагрузка прикладывалась перпендикулярно слоям. Упрочняющими «элементами» в Мо/Мо-композите, были границы между Мо-фольгами.

Испытания на прочность проводили по схеме 3-точечного изгиба при комнатной температуре и 1300°C (рис. 1). Для зависимостей σ (прогиб) было характерно, что после выхода на максимум они продолжали свой дальнейший ход параллельно оси x .

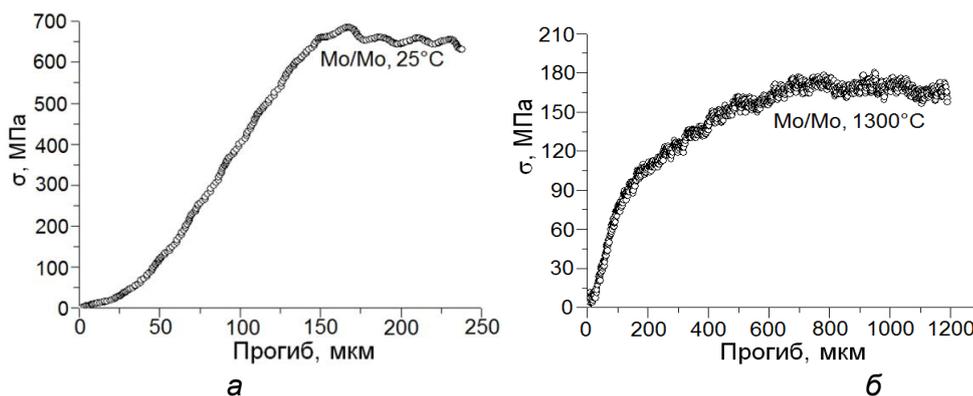


Рисунок 1 - Экспериментальные зависимости нагрузка-прогиб слоистых Мо/Мо-композитов и при комнатной температуре (а) и 1300°C (б)

Следующим представителем слоистых композитов из молибдена был Мо/Al/Мо-композит с многослойной структурой из слоёв твердого раствора алюминия в молибдене, которые чередовались со слоями интерметаллического соединения Mo_3Al , упрочнявших композит. Композит получали с такой последовательностью операций.

Сначала собирали многослойный пакет из 70 шт. Мо-фольг толщиной 70 мкм, чередовавшихся с Al-фольгами толщиной 9 мкм. Пакет подвергался диффузионной

сварке под давлением по режиму – 1500°C, 15 МПа, 30 мин. На выходе – это была пластина с многослойной структурой из практически незатронутых сваркой слоёв молибдена и интерметаллического соединения Mo_3Al , у которого температура плавления превышала 2000°C. Из пластины вырезали стержни длиной 55 мм и сечением $\sim 5 \times 5 \text{ мм}^2$, которые и подвергались испытаниям на 3-точечный изгиб (рис. 2). Видно, что после прямолинейного участка обе кривые долго выходили на слишком пологий максимум. Но потом испытания приходилось вынужденно останавливать.

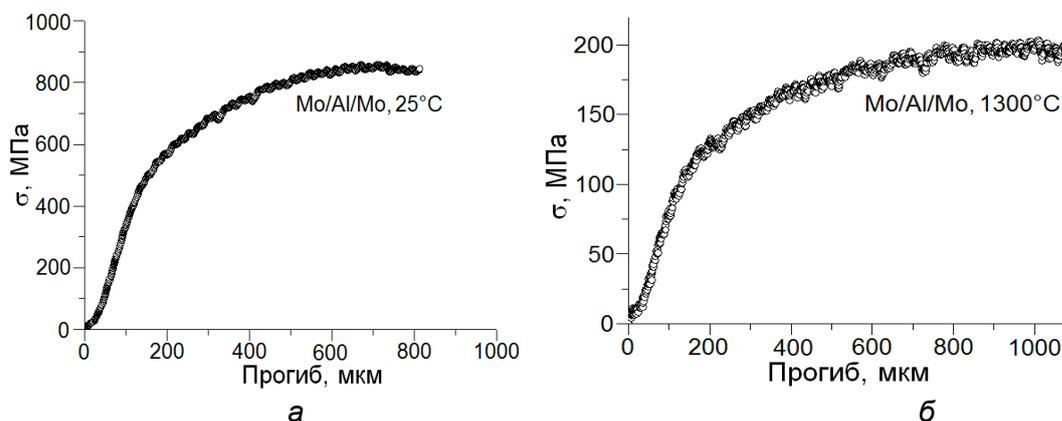


Рисунок 2 - Экспериментальные зависимости нагрузка-прогиб слоистых Mo/Al-композитов при комнатной температуре (а) и 1300°C (б)

Композит $\text{Mo/Al/Al}_2\text{O}_3/\text{Mo}$ имел сложную структуру из монокристаллических сапфировых волокон Al_2O_3 , алюминиевых и молибденовых фольг. Основным элементом в композите была U-образная Al-фольга, на одной внутренней стороне которой раскладывали сапфировые волокна. Для «удержания» волокон поверхность фольги слегка смазывали клеем, а свободное пространство между ними заполняли суспензией Al-порошка в поливинилбутирале. Слой затвердевшей суспензии с волокнами накрывали другой Al-половиной U-элемента, остававшейся до этого свободной.

Вторыми композит-образующими элементами были Mo-фольги. Из них и U-образных элементов с волокнами составлялся пакет, подвергавшийся диффузионной сварке при 1500°C в течение 1 ч под давлением.

Понятно, что в этом композите сапфировые волокна планировались быть основными структурными элементами, упрочняющими композит особенно при высоких температурах. Сопутствующее упрочнение композиту приносили также интерметаллидные слои молибдена с алюминием, образовавшиеся при диффузионной сварке.

На рис. 3 представлены экспериментальные зависимости нагрузка-прогиб для композита $\text{Mo/Al/Al}_2\text{O}_3/\text{Mo}$ с сапфировыми волокнами. В отличие от предыдущих композитов эти кривые для композитов с сапфировыми волокнами имели заметно выраженные максимумы. В большей степени максимум выражен на кривой нагрузка-прогиб, относящейся к температуре испытаний при 1300°C (см. рис. 3, б).

Вид кривых нагрузка-прогиб всех Mo-композитов свидетельствовал о нехрупком характере разрушения композитов с молибденом, как при комнатной температуре, так и при 1300°C. Заметим, что «нехрупкий характер» – это признак, характерный композитам. Молибден же сам по себе как при комнатной, так и при повышенных температурах чаще разрушается хрупким образом.

В таблице представлены результаты испытаний на прочность всех Mo-композитов при комнатной температуре и при 1300°C. При испытаниях направление приложения нагрузки было перпендикулярно слоям.

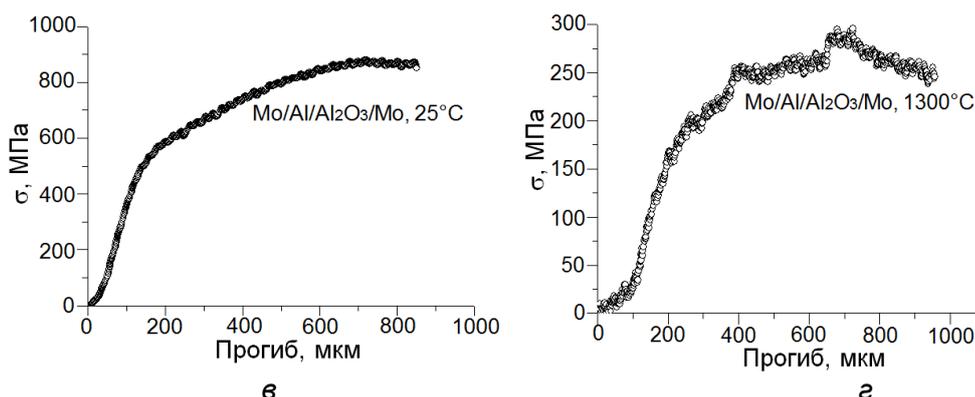


Рисунок 3 - Зависимости нагрузка-прогиб слоистых композитов Мо/Мо (а и б) и Мо/Al/Al₂O₃/Мо (в и г) при комнатной температуре и 1300°C

Таблица - Пределы прочности σ_m и пропорциональности $\sigma_{пц}$ слоистых композитов трёх конструкций после испытаний на изгиб при комнатной температуре и при 1300°C. Высокотемпературные испытания проводились в атмосфере аргона

Конструкция композита	$\sigma_m, \text{МПа}$		$\sigma_{пц}, \text{МПа}$	
	Комнатная температура	1300°C	Комнатная температура	1300°C
Мо/Мо	711 ± 26	154 ± 24	682 ± 29	81 ± 8
Мо/Al	875 ± 44	229 ± 45	519 ± 36	140 ± 25
Мо/Al/Al ₂ O ₃ /Мо	915 ± 44	182 ± 19	556 ± 35	109 ± 4

Как ожидалось, при комнатной температуре наиболее высокую прочность σ_m , равную 915 ± 44 МПа, имел композит с монокристаллическими волокнами сапфира. Композит Мо/Al с упрочнением интерметаллическими слоями Nb₃Al – 875 ± 44 МПа.

Но при 1300°C лучшие значения, как предела прочности 229 ± 45 МПа, так и пропорциональности 140 ± 25 МПа, наблюдались у Мо/Al-композита с упрочнением интерметаллическим соединением Nb₃Al.

Отметим также лучший предел пропорциональности при комнатной температуре Мо/Мо-композита, равный 682 ± 29 МПа.

Обращает на себя внимание большое падение (в 5 раз) прочности при 1300°C у композита с сапфировыми волокнами по сравнению с его же прочностью при комнатной температуре. У композитов Мо/Мо и Мо/Al – аналогичные падения были соответственно в 4,6 и 3,8 раза. Прочность композита Мо/Al/Al₂O₃/Мо при 1300°C была значительно меньше, чем у Мо/Al-композита с упрочнением за счёт интерметаллического соединения Nb₃Al и лишь немногим больше, чем для композита из Мо-фольг с граничным упрочнением.

Наиболее вероятным объяснением является проскальзывание сапфировых волокон ввиду их слабой связи с металлической матрицей.

Авторы выражают благодарность Российскому Фонду Фундаментальных исследований за финансовую поддержку проекта РФФИ 20-53-18002.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Pouchou, J.L. A new model for quantitative X-ray microanalysis. I. Application to the analysis of homogeneous samples / J.L.Pouchou, F. Pichoir // Recherche Aerospatiale. – 1984. – V. 3. – P. 13-38.

ЖАРОСТОЙКОСТЬ И МИКРОСТРУКТУРА СЛОИСТЫХ (Nb-Ti)-КОМПОЗИТОВ С УПРОЧНЕНИЕМ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ СОЕДИНЕНИЕМ Nb₃Al

Кийко В.М.¹, Коржов В.П.¹, Петков В.П.², Лаков Л.И.²

¹Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл., РФ

²Институт металлургии, оборудования и технологий с Центром гидро- и аэродинамики БАН, г. Варна, Болгария
korzhov@issp.ac.ru

Высокотемпературные слоистые Nb-композиты должны обладать трещиностойкостью при низких температурах, вплоть до комнатной (1), сопротивлением ползучести или прочностью при умеренных и высоких температурах (2) и сопротивлением газовой коррозии или жаростойкостью (3). Последняя характеристика является, пожалуй, самой актуальной. Этому можно противопоставить использование инертной среды. Однако это не всегда доступно и удобно, а часто бывает можно, но только в кратковременном режиме [1]. Поэтому, жаростойкое покрытие оказывается, как бы не самым, необходимым структурным элементом композита.

Предназначенные для жаростойких покрытий многослойные композитные стержни (Nb-30Ti)/Al длиной 55 мм и сечением ~5×5 мм² (рис. 1) нарезали из пластин со слоистой структурой, состоящей из слоёв (Nb-Ti)-сплава и интерметаллического соединения (Nb,Ti)₃Al, температура плавления которого превышала 2000°C. Сами же многослойные пластины получали диффузионной сваркой пакетов из фольг Nb-сплава с 30 % титана и фольг алюминия толщиной 9 мкм по режиму – 1500°C, 15 МПа, 30 мин. После сварки пакет преобретал многослойную структуру из слоёв ниобий-титанового сплава, чередовавшихся со слоями интерметаллида (Nb_xTi_{1-x})₃Al, придававших композиту прочность при высоких (порядка 1500°C) температурах.



Рисунок 1 - Композитный стержень Nb-30Ti/Al из фольг сплава Nb-30%Ti и Al с электрохимическим (Cr + HA)-покрытием из хрома с нано-алмазными частицами: отверстие и выемка на торцах предназначены для подсоединения стержня в электрическую цепь при нанесении покрытия

Нанесение защитных Cr-покрытий с нано алмазами. Стержни предварительно слегка шлифовали, обезжировали в органическом растворителе, обрабатывали кислотнo-щелочным раствором, подвешивали к катоду и погружали в электролит для хромирования. Анодом был специальный сплав свинца. Химическую обработку делали, чтобы получить прочное и плотное покрытие. Для травления использовали смесь кислот HNO₃, HF и H₃PO₄ со специальной добавкой.

Для нанесения Cr-покрытия использовали стандартный электролит с соотношением хромового ангидрида и серной кислоты 100:1 (CrO₃ – 250 г/л, H₂SO₄ – 2,5 г/л). Электрохимические параметры процесса: плотность тока – 45-55 А/дм², время – 50-60 мин, температура электролита – 50-55°C.

Второй электролит был в виде водной суспензии с концентрацией нано алмазных частиц, равной 10%. Алмазные частицы получали детонационным синтезом. После активации в ультразвуковой ванне суспензию добавляли в первый (стандартный) электролит для хромирования. Композитные стержни подвешивали на катод и проводили осаждение металлического хрома.

Микроструктура покрытий. При исследовании микроструктуры поверхностей многослойного стержня нужно помнить, что структура двух противоположных граней будет сильно отличаться от структуры двух других граней, ортогональных первым. Одна пара будет иметь структуру покрытия на поверхности фольг (Nb–Ti)-сплава. Другая – структуру покрытия на многослойной поверхности композита из фольг (Nb–Ti)-сплава и интерметаллического соединения (Nb,Ti)₃Al или, другими словами, – структуру покрытия на торцах фольг (Nb–Ti)-сплава и интерметаллического соединения (Nb,Ti)₃Al.

Микроструктура поверхности стержня со стороны ниобий-титановых фольг, представленная на рис. 2, имела одинаковый «рисунок» по всему полю из плоских зёрен жаростойкого хром-нано алмазного покрытия. Редкие темные вкрапления на светлом фоне были идентифицированы как частицы окиси алюминия.

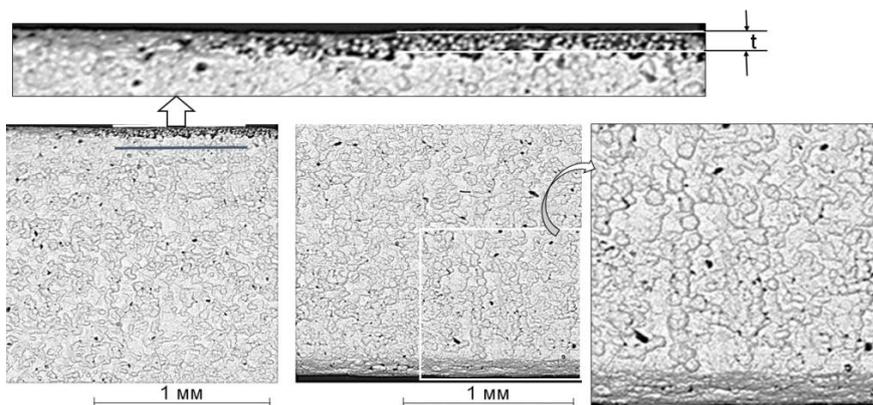


Рисунок 2 - Структура электролитического покрытия из хрома с нано-алмазными частицами на (Nb–Ti)-поверхности стержня Nb-30Ti/Al. Вверху показано поперечное сечение покрытия толщиной t на многослойной поверхности композита

Фотографии поверхности сделаны с двух её краёв так, чтобы видеть торцы нанесённых покрытий на противоположных друг другу поверхностях стержня, которые ортогональны поверхности, показанной на рисунке. В таком положении можно оценить толщину Cr-покрытий. Их толщина $t \sim 80$ мкм.

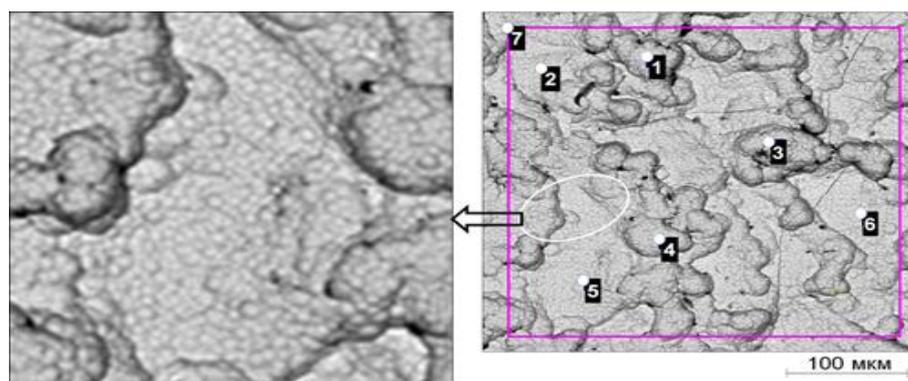


Рисунок 3 - Микроструктура покрытия на поверхности композитного стержня из ниобий-титанового сплава и интерметаллического соединения (Nb,Ti)₃Al

Формирование «послойной структуры» покрытия (рис. 3) можно представить в такой последовательности. Вначале на микродефектах свободной поверхности стержня зарождались 10–15-микронного размера сферические частицы. Так как осаждение покрытия искусственно инициируется, они зарождались в большом количестве и быстро заполняли открытые участки поверхности. После заполнения

всей поверхности одни сферические частицы выстраивались во второй слой, другие собирались в объёмные конгломераты различной конфигурации.

Данные локального РС-анализа покрытия на поверхности композитного стержня (см. рис. 3) показывают, что оно – однофазное. Приведём диапазон концентраций всех присутствующих в покрытии элементов по 6-ти точкам локального РС-анализа: 92,4–97,8 ат. % Cr и 2,2–7,6 ат. % O₂ и средний состав по площадке $\square 7$: 91,2 ат. % Cr и 2,2–8,8 ат. % O₂. Других элементов, кроме хрома и кислорода, в покрытии не обнаружено.

Испытания на жаростойкость. Испытания на жаростойкость композитов с покрытиями проводили в воздушной атмосфере печи с нагревателями из железо-хром-алюминиевого сплава. Удельную характеристику жаростойкости q рассчитывали после каждого опыта по формуле $q = (m_1 - m_2)/S$, где: m_1 и m_2 – массы композита с покрытием соответственно после и до выдержки, определявшиеся взвешиванием на точных весах, S – площадь поверхности образца до испытаний. Следует оговорить, что жаростойкость определялась, используя один композит, при нараставшем времени выдержки. Одна точка соответствовала одному циклу нагрев-охлаждение.

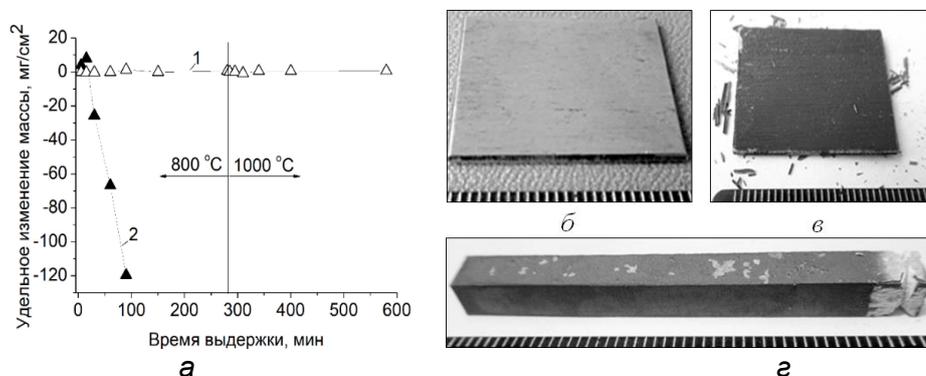


Рисунок 4 - Удельные изменения массы стержня с покрытием (1) и Nb-пластины без покрытия (2) в зависимости от времени выдержки на воздухе при 800 и 1000 °C (а). Поверхность Nb-пластины до испытаний (б) и после 20 мин (в) на воздухе при 800 °C. Стержень Nb30Ti/Al после испытаний: 800 °C, 280 мин + 1000 °C, 300 мин (з)

Взвешивание композита без окалины проводили в процессе испытаний 7 раз при 800 °C и 5 раз – при температуре 1000 °C. Каждый раз композит охлаждался до комнатной температуры, и после взвешивания его снова помещали в печь. Взвешивание показало, что масса композита оставалась постоянной на протяжении всего времени испытаний. Без изменения массы, он «простоял» 4,5 ч сначала при 800 и такое же время при 1000 °C.

Авторы выражают благодарность за финансовую поддержку Российскому Фонду Фундаментальных исследований проекта РФФИ 20-53-18002 и Болгарскому исследовательскому фонду в рамках Соглашения о международном сотрудничестве № KP-06-Russia / 18 от 15.12.2020.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Luthra, K. Melt infiltrated SiC/SiC ceramic composites for industrial Gas Turbines and aircraft engines. CD Proceedings of Conference NT CMC 8 (High Temperature Ceramic Matrix Composites), Xi'an, China, 2013.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНОГО СОСТАВА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ СИНТЕТИЧЕСКОГО АЛМАЗА

Гусаков Г.А.¹, Шаронов Г.В.¹, Азарко И.И.²

¹Институт прикладных физических проблем им. А.Н. Севченко,
Минск, Беларусь, gda68@rambler.ru

²Белорусский государственный университет,
Минск, Беларусь

В последнее время наблюдается неуклонный рост применения однокристалльного алмазного инструмента сверхточной обработки изделий из современных конструкционных композиционных материалов, керамики, цветных металлов и сплавов [1-3]. Длительное время для изготовления однокристалльного алмазного инструмента использовались преимущественно высококачественные природные алмазы. Однако снижение объемов добычи природных алмазов и развитие технологий синтеза крупных монокристаллов алмаза поставило вопрос о замене натуральных кристаллов их синтетическим аналогом [1,4]. Тем не менее, несмотря на очевидную важность вопроса, данные о влиянии примесей на механические характеристики монокристаллов алмаза не многочисленны и вопрос критериев отбора синтетического сырья для изготовления высококачественного алмазного инструмента остается открытым.

В настоящей работе исследовались кристаллы синтетического алмаза, выращенные методом температурного градиента в системе Ni-Fe-C с использованием аппаратов высокого давления типа «разрезная сфера». Примесный состав алмазов исследовался методом поглощения света в ИК- и видимом диапазонах спектра, а также методом ЭПР. По данным ИК-спектроскопии исследованные кристаллы содержали примесь азота преимущественно в форме C-дефекта (одиночный атом в положении замещения). Для некоторых кристаллов регистрировалось также наличие A-дефектов (пара атомов в соседних узлах решетки). Общая концентрация примеси азота находилась в диапазоне от 160 до 200 ppm. В видимом диапазоне спектра регистрируются системы полос 658 нм и 732 нм, связанные с примесью никеля. Система 658 нм соответствует отрицательно заряженному иону никеля в положении замещения, а система 732 нм - сложному комплексу, содержащему атомы никеля и азота и вакансии. В спектрах ЭПР кристаллов алмаза в области малых значений напряженности магнитного поля наблюдаются широкие сигналы, обусловленные присутствием остаточной примеси металлов. Для всех исследованных образцов парамагнитная система качественно не отличается: в спектрах ЭПР кристаллов алмаза с большим содержанием примеси азота при комнатной температуре присутствуют P1-центры (одиночные атомы азота в узлах кристаллической решетки) и обменно-связанные ассоциаты азота, а при температуре жидкого азота также сигналы с $g = 2,0319$, связанные с отрицательно заряженным ионом никеля в узле решетки (центр W8).

Для исследований были отобраны 4 кристалла с различным содержанием примеси никеля. Данные по примесному составу образцов, отобранных для исследования износостойкости, приведены в таблице. Различия интегральной интенсивности поглощения в полосах никельсодержащих дефектов достигают ~ 3 раз. Общее содержание примеси азота находится в интервале от 125 до 212 ppm. При этом доля A-дефектов варьируется от 10 до 50%

Исследование скорости изнашивания синтетических алмазов производилось путем их плоского шлифования на алмазном круге типа 6A2 с зернистостью 80/100. Скорость шлифования составляла 21 м/с, нагрузка на обрабатываемый кристалл - 10 Н, площадь шлифуемой поверхности - порядка 3 мм².

Таблица - Примесный состав кристаллов синтетического алмаза, подвергнутых испытаниям на износостойкость

Образец	Содержание примеси азота, ppm				Содержание примеси никеля			Скорость изнашивания, кар/мин
	С-дефект	А-дефект	Дефект N ⁺	Общее содержание примеси	I _{658nm} , отн. ед.	I _{732nm} , отн. ед.	W8, спин/см ³	
1	162,5	28	18,2	208,7	6,47	0	8,2E17	3,6
2	55,5	58,2	11,6	125,3	6,35	4,21	5,7E17	3,7
3	72,6	72,3	4,5	149,4	3,65	3,16	1,4E17	5,6
4	137,5	61,1	13,2	211,8	3,18	0,42	2,3E17	6,4

Обработка производилась в плоскости (100) в направлении, отстоящем на 15° от направления <110>. Скорость изнашивания Q определялась как потеря массы кристалла за единицу времени. Экспериментальные значения Q составили 3,6; 3,7; 5,6 и 6,4x10⁻⁴ кар/мин для образцов №1, 2, 3 и 4, соответственно. Сравнивая полученные результаты с примесным составом исследованных образцов, можно сделать вывод о том, что скорость изнашивания кристаллов синтетического алмаза обратно пропорциональна содержанию в них примеси никеля. Более детальный анализ показывает, что износостойкость образцов сильно зависит от интенсивности поглощения в системе 658 нм (рис.1), в то время как для других дефектов корреляция значительно слабее или полностью отсутствует.

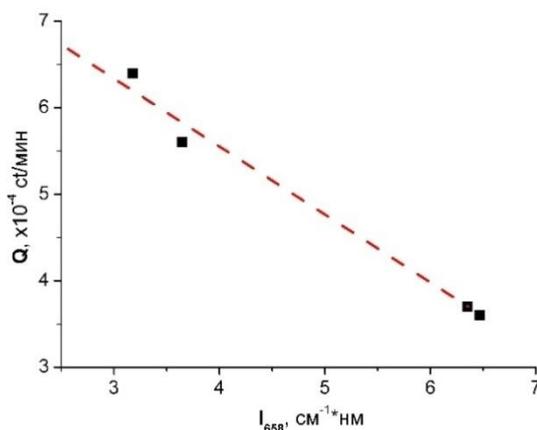


Рисунок 1 – Зависимости скорости изнашивания кристаллов НРНТ-алмазов от интенсивности поглощения в системе 658 нм

Из описанных выше экспериментальных данных следует, что износостойкость кристаллов синтетического алмаза увеличивается с ростом содержания в них примеси никеля (прежде всего в форме одиночных атомов в положении замещения). Этот вывод идет вразрез с устоявшимся представлением о том, что наличие примесей снижает износостойкость алмаза. Поэтому данная проблема требует более детального изучения. Возможная причина наблюдаемого снижения скорости изнашивания кристаллов синтетического алмаза с ростом содержания в них примеси никеля может заключаться в том, что примеси металлов группы железа снижают порог графитизации алмаза. Образующийся на поверхности алмазной заготовки графитовый слой может выступать в качестве смазки и уменьшать эффективность воздействия алмазного инструмента. Для проверки этого предположения поверхность алмазных заготовок была исследована методом комбинационного рассеяния (КР) света. Для сравнения спектры КР регистрировались на необработанных участках поверхности и участках, подвергнутых шлифовке. Результаты эксперимента приведены на рисунке 2. Видно, что для образца с низким содержанием примеси никеля в форме одиночных атомов в положении замещения (рис. 2а) в спектре присутствует только одна узкая полоса

1332 см^{-1} , соответствующая колебаниям решетки алмаза. Положение и форма этой полосы в результате механической обработки не изменяется. Для кристалла с высоким содержанием никеля в результате механической обработки в спектре КР появляются дополнительные широкие полосы с максимумами 1350 и 1580 см^{-1} , которые соответствуют аморфному углероду.

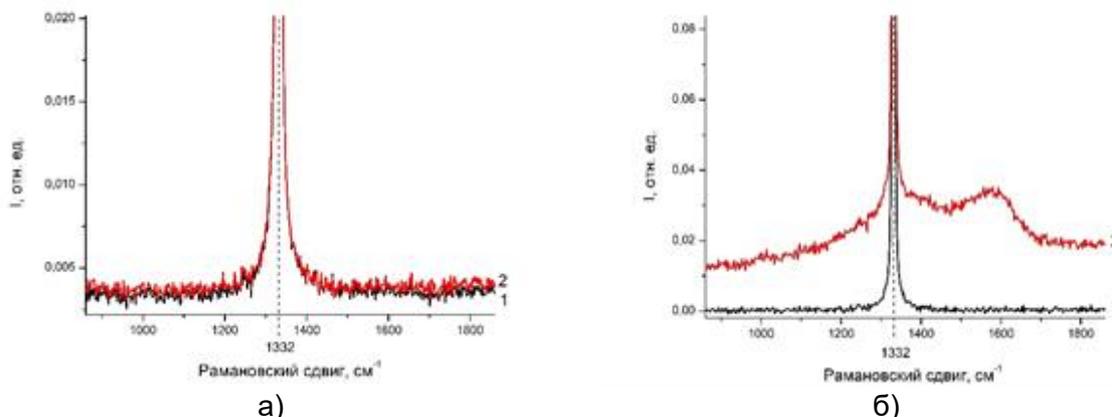


Рисунок 2 – Спектры комбинационного рассеяния кристаллов синтетического алмаза с низким (образец №2)(а) и высоким содержанием примеси никеля (образец №2)(б), зарегистрированные на необработанном (1) и шлифованном (2) участках поверхности

Из описанных выше экспериментальных данных следует, что примесь никеля в форме одиночных атомов в положении замещения повышает износостойкость поверхности монокристаллов синтетического алмаза при механической шлифовке и полировке. Эффект достигается за счет аморфизации поверхности образцов и снижения за счет этого силы трения. Этот эффект может оказаться полезным при создании деформирующего однокристалльного алмазного инструмента (например, инструмента для алмазного выглаживания). Однако, с точки зрения лезвийного алмазного инструмента он, по-видимому, имеет отрицательное значение, поскольку может снижать эффективность и чистоту обработки поверхности. Кроме того, примесь никеля существенно снижает стойкость кристаллов НРНТ-алмаза к раскалыванию при механо-термической обработке.

ЛИТЕРАТУРА

1. Obata, K. Single-crystal diamond cutting tool for ultra-precision processing/ K. Obata// SEI Technical Review. – 2016. - V.82. - P. 82-88.
2. Cutting forces, tool wear and surface finish in high speed diamond machining/ E. Brinksmeier et. al.// Precision Engineering. – 2017. – V.49. – P. 293-304.
3. New technology for cutting ferrous metal with diamond tools/ Q. Tang et. al.// Diamond and Related Materials. – 2018. – V.88. – P. 32-42.
4. Study of HPHT single crystal diamond as precision cutting tool material/ Z.Y. Wang et. al.// Precision Engineering. – 2012. – V.36. – P. 162 –167.

ПРИЧИНЫ ОТКЛОНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПОДВИЖНОСТИ ОТ АРРЕНИУСОВСКОГО СООТНОШЕНИЯ

Сурсаева В.Г.

*Институт физики твердого тела, РАН,
Черноголовка, Московская область, 142432, Россия
E-mail: sursaeva@issp.ac.ru*

Границы зёрен в поликристаллических материалах в значительной степени определяют свойства материала. Несмотря на разнообразие границ зёрен, их движение и, следовательно, рост зёрен в основном являются термоактивируемыми процессами. Основным параметром движения границ зёрен является зернограничная подвижность, которая определяется как коэффициент пропорциональности между движущей силой и скоростью движения. Предполагается, что температурная зависимость подвижности описывается соотношением Аррениуса $A_{gp} = A_0 \exp(-Q/kT)$, где A_{gp} - зернограничная подвижность, Q - энтальпия активации, k - постоянная Больцмана, T - температура [1]. Но на самом деле температурная зависимость зернограничной подвижности редко идеально следует уравнению Аррениуса. Наша цель выяснить причины, которые вызывают отклонения от идеальной Аррениусовской зависимости. В работе [2] приводятся данные компьютерного моделирования движения 388 границ в никеле. 57% границ демонстрируют термоактивируемое движение. Безактивационно движутся 20% границ. Много границ меняют характер движения с термоактивируемого на безактивационное и наоборот. Часть границ вообще неподвижна во всём исследуемом температурном интервале. Авторы [2] только приводят статистику, но не пытаются выяснить причину.

В данной работе приводятся экспериментальные температурные зависимости зернограничной подвижности, полученные при изучении движения индивидуальных некогерентных двойниковых границ, индивидуальных границ зёрен с наперед заданной кристаллогеометрией. Движение границ вызывалось действием переменной контролируемой движущей силы (метод уголка) или действием постоянной движущей силы (метод полупетли).

В качестве объектов исследования были выбраны индивидуальные некогерентные двойниковые границы и индивидуальные специально изготовленные границы наклона $[10\bar{1}0]$ с углом разориентации зёрен 34° в цинке (99.999%). И в том и другом случае это были двумерные бикристаллы. Мы наблюдали за изменением положения и формы границы в ходе её движения *in situ* при изотермическом отжиге ($150\text{C} \div 410\text{C}$) в поляризованном свете оптического микроскопа.

Исследование движения 34 некогерентных двойниковых границ позволило установить следующее.

1. Энтальпия активации для части двойников нулевая во всем температурном интервале исследования вплоть до температуры плавления.

2. Энтальпия активации миграции для некоторых границ меняется скачком от нуля в температурном интервале $150\text{-}340\text{C}$ до постоянной величины в температурном интервале $340 \div 412\text{C}$. Мы предполагаем, что при 340C имеет место фазовый переход структуры из упорядоченного состояния в разупорядоченное. Высокотемпературный интервал характеризуется монотонной зависимостью зернограничной подвижности от обратной температуры с постоянной энтальпией активации 1.14 эВ (рис.1).

Вторая часть работы выполнена на индивидуальных специально изготовленных границах наклона $[10\bar{1}0]$ с углом разориентации зёрен 34° . Двумерные бикристаллы с границей наклона были выращены из высокочистого Zn (99.999%) с помощью модифицированного Bridgman метода [1]. Для иллюстрации отклонения зернограничной подвижности от Аррениусовской нами были выбраны две индивидуальные границы с одинаковой осью и углом разориентации. Движение первой

границы осуществлялось при контролируемой движущей силе по методу уголка [3] (рис.2).

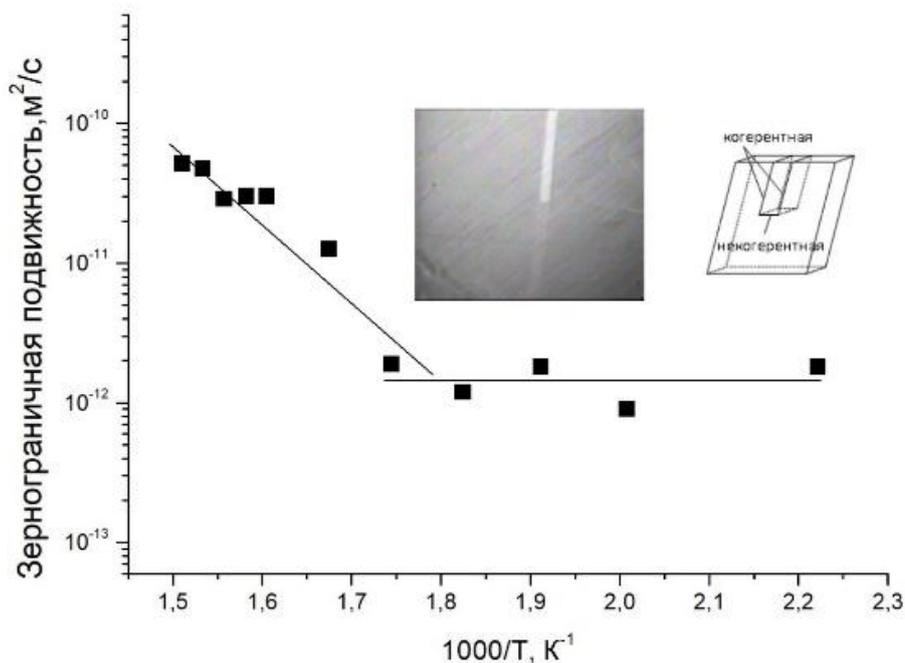


Рисунок 1- Температурная зависимость зернограничной подвижности двойниковой некогерентной границы. Фото и схема двойника в эксперименте.

Движение второй границы – при постоянной движущей силе по методу полупетли [1,4]. Первая граница была свободна от рёбер и фасеток при перемещении по краю образца, плоскость которого составляла зеркально гладкая базисная плоскость цинка. Пространственное положение второй границы на движущейся вершине полупетли менялось на 180°, поэтому мы могли выбрать такую ось и угол разориентации, чтобы появились рёбра и ограниченная рёбрами фасетка. На рис.2 представлены температурные зависимости подвижности свободной границы и границы с фасетками и рёбрами. Движение свободной границы носит активационный характер. Энтальпия активации 1.23 эВ. При движении границы под действием постоянной движущей силы по методу полупетли (■) на температурной зависимости наблюдается три участка. При низких температурах наблюдается активационное движение с ребром (энтальпия активации 2.4 эВ). При дальнейшем повышении температуры отжига появляется фасетка с обеих сторон ограниченная двумя рёбрами А и Б. Движение с фасеткой и такого типа рёбрами безактивационное. При повышении температуры отжига фасетка исчезает, остаётся ребро. Движение зернограничной системы с ребром активационное с энтальпией активации 4.9эВ. При температуре 410С ребро исчезает, и вершина граница в форме полуокружности имеет ту же подвижность, что и свободная от дефектов граница, перемещающаяся по методу уголка $5 \cdot 10^{-8}$ м²/с. Мы связываем такое поведение с двумя зернограничными фазовыми переходами фасетирования-дефасетирования и огрубления (исчезновение ребра и превращение формы вершины границы в полуокружность).

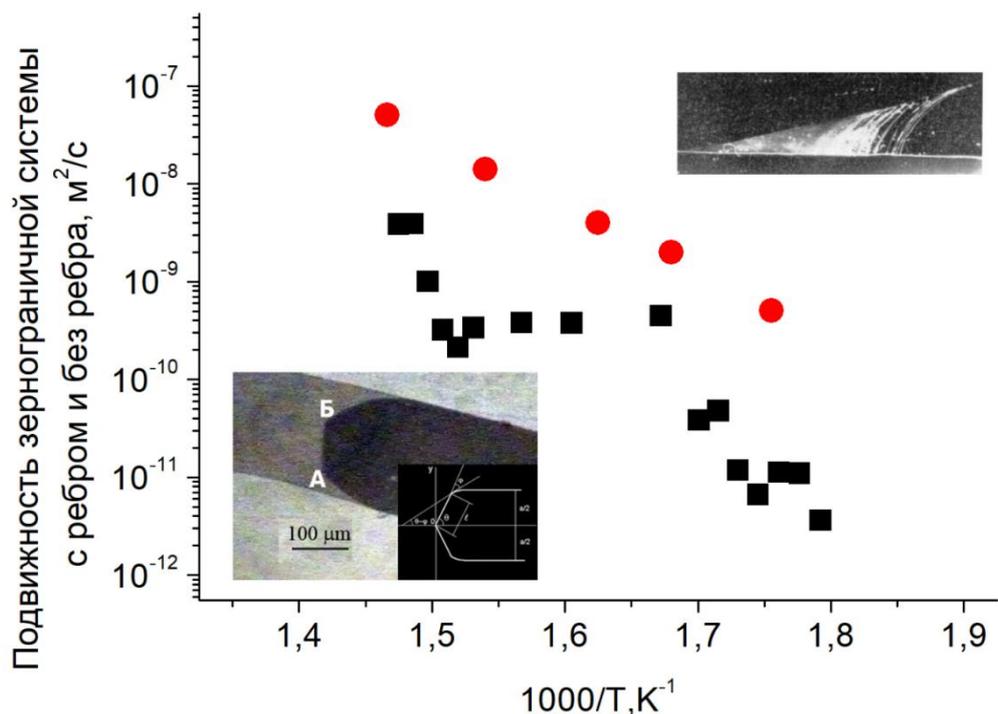


Рисунок 2 - Температурные зависимости зернограничной подвижности границы наклона $[10\bar{1}0]$ с углом разориентации 34° (●) движущейся по методу уголка [3], (■) полупетли [4]. Следы движущейся границы по методике уголка в бикристалле цинка [3]. Форма зернограничной полупетли границы наклона $[10\bar{1}0]$ с углом разориентации 34° при $T=375\text{C}$ с фасеткой и рёбрами А и Б.

1. Полученные результаты демонстрируют термоактивируемое движение с одной энтальпией активации, безактивационное движение и смену механизма движения с безактивационного на термоактивируемое.
2. Термоактивируемое движение наблюдали на свободных границах, перемещающихся под действием контролируемой движущей силы по методу уголка.
3. Смену механизма движения наблюдали на некогерентных двойниковых границах и границах, перемещающихся под действием постоянной движущей силы по методу полупетли.
4. Мы предположили, что вероятной причиной отклонения от Аррениусовской зависимости является смена механизма движения из-за зернограничных фазовых превращений на границах зёрен.

ЛИТЕРАТУРА

1. Gottstein G. and Shvindlerman L.S. Grain boundary migration in Metals. New York, Washington, London.: CRC Press, Boca Raton, 1999.P.38 3.
2. Homer ER, Holm EA, Foiles SM, Olmsted DL (2014) Trends in grain boundary mobility: survey of motion mechanisms. JOM 66(1):114–120. doi:10.1007/s11837-013- 0801-21.
3. Masteller, M. S., Bauer, C.L., In Recrystallisation of Metallic Materials, Haessner F.Ed.251 Dr Riederer Verlag GmbH Stuttgart,1978.
4. U.Czubayko, V.G.Sursaeva,G.Gottstein, L.S.Shvinderman Influence of Triple Junctions on Grain Boundary Motion. Acta mater .1998, Vol.46, No 4, pp.5863-5871.

Работа выполнена в рамках госзаказа Института физики твёрдого тела РАН.

УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В УСЛОВИЯХ РАЗВИТИЯ ТЯЖЕЛОЙ АВАРИИ НА АЭС

Никулин С.А.¹, Рогачев С.О.¹, Белов В.А.¹, Комиссаров А.А.¹,
Шплис Н.В.¹, Николаев Ю.А.²

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия

E-mail: nikulin@misis.ru

Стали типа 22К используются для изготовления корпуса устройств улавливания расплава (УЛР) атомных реакторов нового поколения [1-4]. В докладе представлены результаты сравнительных испытаний образцов основного металла и сварного шва стали 22К после термического воздействия, имитирующего условия захлаживания корриума в УЛР при тяжелых авариях на АЭС. Проводили испытания на ударный изгиб с построением сериальных кривых и анализом изломов образцов.

Сталь 22К для исследований взята в состоянии поставки (нормализованный лист толщиной 60 мм). Сварные соединения листов из стали 22К получали методом автоматической аргодуговой сварки плавящимся электродом. Из листа до и после сварки вырезали поперечные (поперек направлению прокатки) ударные образцы размером 10 мм × 10 мм × 55 мм с V-образным надрезом.

Испытания на ударный изгиб образцов проводили в состоянии поставки и после двойного термического воздействия по режиму: (1) нагрев до 1000 °С со скоростью 225 °С/ч; охлаждение до 900 °С со скоростью 6 °С/ч; охлаждение до 840 °С со скоростью 1 °С/ч; выдержка при 840 °С в течение 39,2 ч; охлаждение до 750 °С со скоростью 2 °С/ч; охлаждение до 700 °С со скоростью 2 °С/ч; охлаждение с печью до комнатной температуры + (2) нагрев до 650 °С со скоростью 200 °С/ч; охлаждение до 480 °С со скоростью 1 °С/ч; охлаждение с печью до комнатной температуры. Термическое воздействие осуществляли в печи типа СНВЭ 1.3.1/16И4 в вакууме $6,5 \times 10^{-3}$ Па.

Испытания на ударный изгиб проводили при температурах от 200 °С до минус 80 °С на маятниковом копре INSTRON SI-1M с максимальной работой удара 300 Дж при скорости движения маятника в момент удара $5,0 \pm 0,5$ м/с. Для построения сериальных кривых испытывали по 18 образцов каждого состояния. Интервал температур вязко-хрупкого перехода определяли от температуры начала появления хрупкой составляющей в изломе (температура начала вязко-хрупкого перехода) до температуры формирования полностью хрупкого излома (температура конца вязко-хрупкого перехода) по крайней мере для одного образца, испытанного при данной температуре.

Показано, что при температурах испытания от 200 °С до 50 °С значения ударной вязкости KCV основного металла стали 22К в состоянии поставки составляют 180–208 Дж/см², при полностью вязких изломах образцов. При снижении температуры испытания до 23 °С в изломах появляется хрупкая составляющая в количестве 15–30 %, при этом ударная вязкость заметно не изменяется. При дальнейшем снижении температуры испытания до 0 °С доля хрупкой составляющей в изломах увеличивается до 80 %, а ударная вязкость снижается до 131–151 Дж/см². Термическое воздействие на основной металл стали 22К приводит к повышению температур вязко-хрупкого перехода и расширению его интервала. Так, температура начала вязко-хрупкого перехода повышается с 23 °С до 125 °С (на ~100 °С), а конца вязко-хрупкого перехода с минус 20 °С до 50 °С (на ~70 °С). После термического воздействия ударная вязкость основного металла снижается до 150 Дж/см² уже при температуре испытания 75 °С, а в изломах образцов присутствует около 40 % хрупкой составляющей. Полностью хрупкий излом формируется при температурах испытания минус 20 °С и 50 °С, при значениях ударной вязкости 40–60 Дж/см² и 106–117 Дж/см²,

соответственно, для основного металла в состоянии поставки и после термического воздействия.

Температура начала вязко-хрупкого перехода у сварного шва стали 22К такая же, как и у основного металла – 23 °С. При температурах испытания от 125 °С до 50 °С значения ударной вязкости KCV сварного шва стали в состоянии поставки составили 160–197 Дж/см², при полностью вязких изломах образцов. При снижении температуры испытания до 23 °С в изломах появляется хрупкая составляющая в количестве не более 15 %, при этом ударная вязкость заметно не изменяется. При дальнейшем снижении температуры испытания до 0 °С доля хрупкой составляющей в изломах увеличивается до 65–80 %, а ударная вязкость снижается до ~140 Дж/см². Аналогично основному металлу, термическое воздействие на сварной шов приводит к повышению температур вязко-хрупкого перехода и расширению его интервала. Так, температура начала вязко-хрупкого перехода повышается с 23 °С до 75 °С (на ~50 °С), а конца вязко-хрупкого перехода с минус 30 °С до 0 °С (на ~30 °С). После термического воздействия ударная вязкость сварного шва при температурах испытания от 125 °С до 100 °С повышается до 207–227 Дж/см², при полностью вязких изломах образцов. При снижении температуры испытания до 75 °С в изломах появляется хрупкая составляющая в количестве ~15 %, при этом ударная вязкость заметно не изменяется. При дальнейшем снижении температуры испытания до 50–23 °С доля хрупкой составляющей в изломах увеличивается до ~90 %, а ударная вязкость снижается до 134–160 Дж/см². Полностью хрупкий излом формируется при температурах испытания минус 30 °С и 0 °С, при значениях ударной вязкости 98–144 и 86–119 Дж/см², соответственно, для сварного шва в состоянии поставки и после термического воздействия.

Таким образом, длительное термическое воздействие, имитирующее условия захлаживания кориума в УЛР при тяжелых авариях на АЭС, приводит к большей деградации характеристик ударной вязкости основного металла по сравнению со сварным швом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Rempe J.L., Knudson D.L.. High temperature thermal and structural material properties for metals used in LWR vessels. In: Proceedings of ICAPP '08 Anaheim, CA USA, 2008, Art. no. 8220.
2. Rempe J.L., Knudson D.L., Condie K.G., Suh K.Y., Cheung F.-B., Kim S.-B. Conceptual design of an in-vessel core catcher // Nuclear Engineering and Design. 2004, Vol. 230, pp. 311-325. DOI: 10.1016/j.nucengdes.2003.11.030.
3. Fischer M. The severe accident mitigation concept and the design measures for core melt retention of the European Pressurized Reactor (EPR) // Nuclear Engineering and Design. 2004, Vol. 230, pp. 169-180. DOI: 10.1016/j.nucengdes.2003.11.034.
4. С.А. Никулин С.О. Рогачев, С.Г. Васильев, В.А. Белов, В.Ю. Турилина, Ю.А. Николаев. Влияние высоких температур на механические свойства стали 22К // Деформация и разрушение материалов. 2020. - № 5. - С. 22-26. DOI: 10.31044/1814-4632-2020-5-22-26.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ОБЖАТИЯ РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА «МЕДЬ/СПЛАВ Al–10%La»

**Рогачев С. О.^{1,2}, Сундеев Р. В.^{1,3}, Андреев В. А.^{2,4}, Юсупов В. С.^{2,3},
Николаев Е. В.¹, Токарь А. А.^{1,2}, Тен Д. В.¹**

¹НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

²Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия

³РТУ МИРЭА, Москва, Россия

⁴ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия
E-mail: csaar@mail.ru

Цель работы – получение композиционных образцов на медно-алюминиевой основе методом ротационнойковки и изучение их механических свойств после разной степени обжатия.

Композиционная заготовка представляла собой стержень из алюминиевого сплава Al–10 %La диаметром 12 мм, помещенный в оболочку из чистой меди (99.97 %) с внешним диаметром 20 мм. Начальная длина заготовок составила 200 мм. Механическую обработку компонентов заготовки осуществляли на токарном станке. Перед сборкой заготовки медную оболочку подвергали смягчающему отжигу в вакууме при температуре 500 °С с выдержкой 40 мин. Алюминиевый сплав использовали в литом состоянии.

Ковку заготовки осуществляли на модернизированных двухбойковых ротационно-ковочных машинах РКМ1 (B2129.01) (с диаметра 20.0 до 5.5 мм), РКМ3 (B2127.01) (с диаметра 5.5 до 4.0 мм) и на РКМ4 (B2123.01) (с диаметра 4.0 до 2.5 мм) при комнатной температуре. Начиная с диаметра 5 мм, осуществляли периодический низкотемпературный отжиг для снятия наклёпа заготовки при 180 °С (1 час).

Измерения микротвердости на поперечных шлифах композиционных образцов проводили методом Виккерса (нагрузка 50 г, время выдержки 10 с) на микротвердомере-микроскопе MICROMET 5101 с цифровой камерой с использованием программы «ImageExpert MicroHardness 2».

Испытания на одноосное растяжение композиционных образцов диаметром 5.0; 3.5 и 2.5 мм и длиной 100 мм проводили на универсальной испытательной машине Instron 5569 при комнатной температуре со скоростью растяжения 1 мм/мин.

Показано, что ротационная ковка приводит к упрочнению компонентов композиционной заготовки, что выражается в увеличении микротвердости. Так, при уменьшении диаметра заготовки с 20.0 до 5.0 мм микротвердость алюминиевого стержня повышается с 49±1 HV до 67±4 HV, а медной оболочки – с 63±1 HV до 120±3 HV. При дальнейшем уменьшении диаметра заготовки до 3.5 и 2.5 мм микротвердость заметно не изменяется. Таким образом, микротвердость в поперечном сечении заготовки распределена неравномерно – она максимальна у поверхности (в области медной оболочки) и минимальна в центре (в области алюминиевого стержня).

Условный предел текучести и предел прочности композиционных образцов после ротационнойковки на диаметр 5 мм составили, соответственно, 278–280 и 284–285 МПа, при относительном удлинении 5–8 %. При дальнейшем уменьшении диаметра заготовки до 3.5 и 2.5 мм наблюдается небольшое повышение прочности на 5–6 % и снижение относительного удлинения до 2–3 %.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Москвы в рамках научного проекта (грант № 21-32-70015). Благодарим к.т.н. Е.А. Наумову за предоставление образцов алюминий-лантанового сплава.

ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА В ПРОЦЕССЕ ТРУБНОГО ПЕРЕДЕЛА НЕФТЕГАЗОВЫХ ТРУБ

**Адигамаев Р.Р.¹, Андреев В.А.^{2,3}, Рогачев С.О.^{2,4}, Федотов Е.С.¹,
Хадеев Г.Е.¹, Юсупов В.С.^{2,5}**

¹АО «Северсталь Менеджмент», Москва, Россия

²Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия

³ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

⁴НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

⁵РТУ МИРЭА, Москва, Россия

E-mail: vsyusupov@mail.ru

Эффект Баушингера имеет большое значение и учитывается, в частности, при изучении вопросов усталостной прочности материалов при знакопеременных нагрузках. Эффект Баушингера в разной степени присущ всем металлам и сплавам, хотя наиболее сильно проявляется на сталях [1]. Поэтому он является одним из факторов, влияющих на качество готовых металлических изделий, подвергающихся знакопеременному нагружению при изготовлении. Например, технологический процесс производства сварных нефтегазовых труб большого диаметра включает ряд операций, связанных со знакопеременным деформационным воздействием на металл [2].

Параметр Баушингера является свойством материала, которое необходимо знать для оценки разупрочнения основного металла труб и которое при нециклических статических механических испытаниях получить невозможно. В работе [3] отмечается негативное влияние эффекта Баушингера на процесс неупругого деформирования поликристаллического материала, т.к. приводит к различному значению предела текучести на «прямом» и «обратном» этапах нагружения, что существенно затрудняет определение диапазона рабочих нагрузок для материала. Проблема снижения предела текучести при формовке труб сегодня особенно актуальна в связи с расширением использования новых сталей, для повышения прочности которых используются все известные механизмы упрочнения [1]. Величина снижения предела текучести зависит от ряда параметров, включая химический состав стали, параметры прокатки и охлаждения, возможность деформационного старения при последеформационных обработках и т.д.

Однако эффект Баушингера, по-видимому, может играть как положительную, так и отрицательную роль. С одной стороны, эффект Баушингера оказывает отрицательный эффект, снижая уровень механических свойств конечного продукта ниже требуемого; с другой стороны создает определенный запас пластичности деформируемого материала в процессе формовки. Тем не менее, для рационального использования эффекта Баушингера в технологическом процессе изготовления изделий требуется понимание его природы, знание влияющих факторов, а также методик для его измерения.

В данной работе получены экспериментальные зависимости параметра Баушингера от величины предварительной пластической деформации, которые характеризуют количественно величину разупрочнения сталей при знакопеременной деформации. Для исследований были взяты три трубные стали класса прочности К60 и сталь класса прочности К80. Испытывали по два образца каждой стали. Использовали цилиндрические образцы общей длиной 120 мм с размерами рабочей части $\varnothing 8 \times 32$ мм. При проведении испытаний использовали метод «зондирования» [4]. При этом образец нагружался (растяжением) до заданной общей деформации 0,5 %, что соответствовало остаточной деформации $\sim 0,2$ %, затем производилась разгрузка и нагружение противоположного знака (сжатием) до общей деформации 0,5 %, что соответствовало остаточной деформации $\sim 0,2$ %, необходимой для определения условного предела текучести. Далее продолжалось прямое деформирование

(растяжением) до достижения следующих значений общей деформации 1; 3 и 5 %. После достижения каждого значения остаточной деформации производилось зондирование. Использование этого метода основано на допущении, что остаточная деформация 0,2 % противоположного знака не оказывает влияния на дальнейшее деформирование материала. Параметр Баушингера рассчитывали как отношение $\sigma_{0,2}^{Ci} / \sigma^{Pi}$ (где $\sigma_{0,2}^{Ci}$ – предел текучести при обратном i -м нагружении; σ^{Pi} – достигнутое напряжение при прямом i -м нагружении).

Испытания проводили на машине Instron с максимальным усилием 10 тонн. Для измерения деформации с высокой точностью использовали экстензометр. При сжатии общая величина деформации, как отмечено выше, составляла 0,5 %, что достаточно для определения условного предела текучести с допуском на остаточную деформацию 0,2 %. При растяжении величина деформации увеличивалась от цикла к циклу от 0,2 до 5 % относительного удлинения. Такой режим испытания, с учетом геометрии образца, предотвращал потерю устойчивости образца при сжатии.

Показано, что для всех сталей наблюдается схожая зависимость изменения параметра Баушингера от степени деформации, а именно: с увеличением степени деформации параметр Баушингера уменьшается, что говорит об усилении эффекта Баушингера с увеличением степени деформации. Эта зависимость нелинейна, а именно при степени общей деформации 0,5 % (соответствующая остаточной деформации 0,2 %) эффект Баушингера не проявляется (либо проявляется слабо – параметр Баушингера составил 0,90–1,04). При увеличении степени деформации до 1 % параметр Баушингера резко уменьшается, и при дальнейшем увеличении степени деформации темп уменьшения параметра Баушингера замедляется. При этом прямой зависимости между прочностью (пределом текучести стали) и величиной параметра Баушингера не выявлено. Наблюдается хорошее соответствие значений параметра Баушингера между двумя образцами каждой стали; при этом с увеличением степени деформации разница в значениях параметра Баушингера между двумя образцами уменьшается (с 10 % до менее 5 %).

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00715-22-00.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Харитонов В.А., Малолеткова Е.О. Влияние эффекта Баушингера на прочностные характеристики высокопрочных труб // Обработка сплошных и слоистых материалов. 2010. № 36. С. 28-33.
2. Samusev S.V., Zhigulev G.P., Skripalenko M.M., Fadeev V.A. Research of technological parameters of billet stepwise forming in production of large diameter tubes at tube electric pipe welded line TESA 1420 // Chernye Metally. 2017. N. 9. P. 73-77.
3. Лоевец Д.А., Волегов П.С. Описание эффекта Баушингера при циклическом нагружении поликристаллов с использованием двухуровневой математической модели // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1116-1119.
4. Нигматуллин В.И. Экспериментальное исследование влияния предварительной пластической деформации на поведение конструкционных сталей при обратном нагружении // Труды ЦНИИ им. акад. А.Н. Крылова. 2011. № 60 (344). С. 119-132.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Al–4 %Ca–1.3 %Fe–0.8 %Mn–0.1 %Zr–0.1 %Sc ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИИ

**Рогачев С.О.^{1,2}, Наумова Е.А.^{1,3}, Дорошенко А.В.¹, Карелин Р.Д.^{1,2},
Юсупов В.С.^{2,4}, Комаров В.С.^{1,2}, Андреев В.А.^{2,5},
Табачкова Н.Ю.^{1,6}, Хаткевич В.М.⁷**

¹НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

²Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия

³МГТУ «Станкин», Москва, Россия

⁴МИРЭА - Российский технологический университет, Москва, Россия

⁵ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

⁶Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия

⁷ООО «ТМК НТЦ», Москва, Россия

E-mail: csaap@mail.ru

Изучено влияние равноканального углового прессования (РКУП) на структурно-фазовые превращения в алюминиевом сплаве Al–4 %Ca–1.3 %Fe–0.8 %Mn–0.1 %Zr–0.1 %Sc в исходно литом состоянии. РКУП проводили на образцах диаметром 20 мм и длиной 100 мм в изотермических условиях при температуре 200°С, используя маршрут В_с, угол пересечения каналов 110° и число проходов $N = 6$.

Металлографический анализ структуры образцов сплава исходного литого состояния и после РКУП в продольном и поперечном направлениях проводили на оптическом микроскопе MicroMet 5101 Buehler и на сканирующем электронном микроскопе VEGA3 TESCAN в режиме отраженных электронов, после травления шлифов в 5 % HF. Количественную обработку фотографий структуры выполняли в программе ImageExpertProIII. Электронно-микроскопические исследования проводили на трансмиссионном микроскопе JEM-2100 JEOL с EDS-анализатором. Дополнительно микрорентгеноспектральный химический анализ структуры с построением концентрационных карт проводили с помощью трансмиссионного микроскопа JEM-2100Plus JEOL, оснащённого анализатором BRUKER XFlash 6Ti60.

В исходном литом состоянии сплав имеет две структурные составляющие: дендриты твердого раствора (Al) и эвтектику, расположенную между осями дендритов.

Показано, что в результате РКУП в сплаве сформировалась развитая субструктура с повышенной плотностью дислокаций. РКУП привело, во-первых, к эволюции дендритной структуры (вытягиванию дендритов вдоль направления прессования и их объединению), во-вторых, к измельчению частиц эвтектической фазы Al₄Ca, Al₄Ca(Fe) и Al_{3-x}(Fe, Mn) до нано- и субмикронного уровня, их перемешиванию и частичному сегрегированию кальция. Размер дендритов в поперечном направлении увеличился с 4.3–7.5 до 9.3–9.7 мкм, а в продольном – до 27.8–37.2 мкм, при этом объемная доля дендритов увеличилась с 54 до 61 %.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00715-22-00. Алюминиевые сплавы получены при финансовой поддержке РФФ (грант № 20-19-00746).

ВЛИЯНИЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ИЗГИБА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛАТУНИ

Рогачев С.О.^{1,2}, Перкас М.М.², Шелест А.Е.², Андреев В.А.^{2,3},
Юсупов В.С.², Тен Д.В.¹

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия

³ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», г. Москва, Россия

E-mail: csaap@mail.ru

Возможность управления механическими свойствами листовых полуфабрикатов и уже готовых металлических изделий посредством знакопеременной упруго-пластической деформации, практически не изменяющей их геометрию, показана в ряде работ [1]. В частности, установлено, что после знакопеременного изгиба условный предел текучести полосы технической чистой меди в толщине 3 мм увеличился в 1,5 раза при сохранении высокого значения относительного удлинения [2].

В настоящей работе изучено влияние знакопеременного упруго-пластического изгиба на механические свойства полосы из латуни марки Л63. Полосы номинальных размеров (толщиной и шириной 3,0 и 20,0 мм, соответственно) после смягчающей термообработки (ТО) по двум режимам: (1) 650 °С, выдержка 45 мин, охлаждение на воздухе и (2) ТО-1 + 750 °С, в вакууме, выдержка 30 мин, охлаждение с печью, подвергали знакопеременному изгибу за один проход на прецизионной роликоправильной машине ARKU 25/21 с рабочими роликами диаметром 25 мм и расстоянием между осями 28 мм.

Микротвердость в поперечном сечении образцов измеряли методом Виккерса. Механические свойства определяли при испытании полнотолщинных разрывных образцов (рабочая длина 30,0 мм и сечение рабочей части 10,0 мм × 3,0 мм) на машине INSTRON, которые вырезали электроискровым методом из полосы до и после изгиба.

Согласно полученным результатам, знакопеременный изгиб полосы из латуни в толщине 3 мм приводит к повышению значений микротвердости. При этом изгиб полосы после ТО-1 вызывает градиент распределения микротвердости по толщине полосы: минимальные значения – в средней (по толщине) части полосы – 118–121 HV, максимальные – вблизи ее поверхностей – 127–131 HV (микротвердость латуни после ТО-1 до изгиба – 95–103 HV). Напротив, изгиб полосы после ТО-2 обеспечивает преимущественно равномерное распределения микротвердости по толщине полосы – 99–108 HV (микротвердость латуни после ТО-2 до изгиба – 80–88 HV).

Установлено, что знакопеременный изгиб приводит к росту условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ полосы на 62 % как после ТО-1, так и после ТО-2. Кроме этого, после изгиба временное сопротивление разрыву возрастает на 12 % и 6 % для полосы после ТО-1 и ТО-2, соответственно.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00715-22-00.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Современные методы деформационно-термической обработки: от традиционных материалов до наноструктурных / Е. В. Бобрук, И. П. Семенова, Р.З. Валиев; Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т. Уфа: Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т, 2015. 112 с.
2. С.О. Рогачев, М.М. Перкас, В.С. Юсупов и др. Влияние знакопеременного изгиба на структуру и механические свойства технической чистой меди // Металловедение и термическая обработка металлов. 2021. № 11. С. 38-43.

К ВОПРОСУ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ ПОРОШКОВОГО СЛОЯ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОМ ИНДУКЦИОННОМ НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ

Белоцерковский М.А., Сосновский И.А., Курилёнок А.А., Комаров А.И., Орда Д.В.
ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси»,
г. Минск, Республика Беларусь,
e-mail: sos3@tut.by

Одним из наиболее производительных методов нанесения порошковых покрытий является центробежный индукционный метод (ЦИМ) [1]. Центробежным индукционным методом в настоящее время можно наносить покрытия на внутренние, наружные и торцевые поверхности, а также на несколько поверхностей одновременно.

Известная технология нанесения покрытия ЦИМ заключается в следующем: во внутреннюю полость заготовки помещают объемную дозу порошкового материала, через антипригарные прокладки с торцов закрывают заготовку крышками. Сборку устанавливают и закрепляют на центробежной установке, осуществляют позиционирование заготовки относительно индуктора. Затем сборку приводят во вращение вокруг собственной оси и нагревают индуктором ТВЧ до требуемой температуры, которую измеряют и контролируют при помощи оптического пирометра. После нанесения покрытия нагрев отключают, а при охлаждении заготовки до 600-900K прекращают вращение, затем сборку снимают с центробежной установки и охлаждают ее до комнатной температуры в статическом состоянии. Полученное покрытие обрабатывают в требуемый размер.

Как показано нашими теоретическими и экспериментальными исследованиями, основанными на использовании феноменологической теории ползучести порошковых материалов [2], выражение для определения распределения пористости по толщине порошкового слоя в зависимости от времени и материальной координаты r_0 :

$$P = P_0 \exp \left[A_0(t) \left(C_1 - C_0 \frac{r_0^2}{2} \right) \right], \quad (1)$$

где $A_0(t) = (A_1 - A_2) \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau_1}} \right) \tau_1 + A_2 t$.

Для того, чтобы найти распределение пористости в пространственной системе координат, запишем его в следующем виде:

$$\frac{r_0 dr_0}{1 - P} = \frac{r dr}{1 - P_0}, \quad (2)$$

откуда $\int_{R_1}^{r_0} \frac{r_0 dr_0}{1 - P} = \frac{1}{1 - P_0} \int_{R_1}^r r dr$.

Подставляя значение P из (1) получим:

$$\frac{1}{2(1 - P_0)} (r^2 - R_1^2) = \int_{R_1}^{r_0} \frac{r_0 dr_0}{1 - P_0 \exp \left[A_0 \left(C_1 - C_0 \frac{r_0^2}{2} \right) \right]}. \quad (3)$$

Используя формулу [3]:

$$\int \frac{dx}{e^{ax} + b} = \frac{1}{ab} \left[ax - \ln(e^{ax} + b) \right], \quad (4)$$

соотношение, устанавливающее взаимосвязь между радиусом произвольной точки порошкового слоя в пространственной (неподвижной) системе координат $r/(t)$ и ее радиусом в материальной (движущейся) системе координат $r_0(t)$:

$$r = \sqrt{R_1^2 - \frac{2(1-\Pi_0)}{C_0 A_0} \left[\ln \frac{e^{A_0 \xi} + \frac{1}{\Pi_0}}{e^{A_0 \xi_1} + \frac{1}{\Pi_0}} - A_0 (\xi - \xi_1) \right]}. \quad (5)$$

Таким образом, используя соотношения (1) и (5) всегда можно рассчитать распределение пористости по толщине получаемого покрытия в зависимости от времени наплавки t . Зависимость толщины покрытия от времени $H(t)$ определяется на основании (5) выражением (6) [4]:

$$H = R_1 - \sqrt{R_1^2 - \frac{2(1-\Pi_0)}{A \ell_0 A_0} \left[\ln \frac{e^{A_0 \xi_0} + \frac{1}{\Pi_0}}{e^{A_0 \xi_1} + \frac{1}{\Pi_0}} - A_0 (\xi_0 - \xi_1) \right]}, \quad (6)$$

здесь:

$$\xi_0 = C_1 - C_0 \frac{R_0^2}{2}; \quad \xi_1 = C_1 - C_0 \frac{R_1^2}{2};$$

$$C_0 = \frac{3}{4} \frac{\omega^2 (1 - \Pi_0) \rho_k}{\eta_k}; \quad C_1 = \frac{1}{4} \frac{(16 - 2\Pi_0) R_0^2 C_0 + 3\Pi_0 \frac{R_1^4}{R_0^2}}{4 + \Pi_0 + 3\Pi_0 \frac{R_1^2}{R_0^2}}.$$

H – толщина покрытия, м; R_1 – радиус внутренней поверхности детали, м; R_0 – начальное расстояние свободной поверхности порошкового слоя от оси вращения, м; Π_0 – начальная пористость порошкового материала, %; ℓ_0 – длина покрытия, м; A, A_0 – параметры, определяемые экспериментально; η_k – коэффициент сдвиговой вязкости материала порошка, Н·с/м²; ρ_k – пикнометрическая плотность материала порошка, кг/м³.

В результате анализа закономерностей кинетики уплотнения в процессе центробежного индукционного нанесения порошковых покрытий выведено уравнение (1), определяющее распределение пористости по толщине получаемых покрытий в зависимости от технологических режимов, исходных свойств наносимых материалов и геометрических параметров исходных заготовок. Анализ полученного уравнения кинетики уплотнения показывает, что пористость в покрытиях, полученных методом ЦИМ, распределяется неравномерно по толщине покрытия и уменьшается по мере удаления от свободной поверхности порошка. Повышенная пористость в зоне рабочей поверхности покрытия обеспечивает хорошие условия для аккумуляции смазочного материала, а пониженная пористость у поверхности основы позволяет повысить адгезионную прочность.

Уравнение кинетики уплотнения получено в аналитической форме и инженерном виде и, в связи с этим, поддается математическому и физическому анализу. Для расчетов по этому уравнению не требуется применения сложных приближенных вычислительных методов с использованием ЭВМ, достаточно использования обычного калькулятора для инженерных расчетов. Применение выведенного уравнения позволяет обоснованно прогнозировать технологические параметры получаемых покрытий и рационально проектировать технологические процессы центробежной индукционной наплавки.

В результате проведенных исследований установлено, что параметры пористой структуры получаемых покрытий оказывают влияние на их работоспособность. В частности, наиболее значимыми параметрами пористой структуры в данном случае при использовании технологии центробежной индукционной наплавки являются пористость порошкового слоя и относительная площадь контакта между покрытием и основой.

В результате индукционного нагрева, распределение температуры по толщине слоя при индукционной наплавке является неравномерным. Также в результате действия центробежных сил в процессе ЦИП неравномерно распределяются напряжения в порошковом слое. Вследствие воздействия этих факторов получаемые при ЦИМ покрытия характеризуются неравномерным распределением пористости по толщине покрытия, что оказывает влияние на прочностные свойства покрытия: прочность, демпфирующие свойства покрытия, триботехнические свойства покрытий, в том числе самосмазываемость и др.

Показано, что снижение пористости получаемого слоя ведет к увеличению прочности сцепления покрытия с основой. Увеличение частоты вращения заготовки и времени изотермической выдержки ведут к снижению пористости получаемого слоя.

Формирование пористой структуры порошкового покрытия определяется технологическими режимами его нанесения. Основными из них являются температура, время и скорость вращения заготовки. Эти параметры в свою очередь зависят от частоты и мощности нагрева, геометрических параметров наплавляемых деталей, теплофизических и электрофизических свойств наносимого материала и детали и др.

Вместе с тем следует отметить, что все эти параметры являются независимыми и одну и ту же структуру можно получить, реализуя различную их комбинацию. В связи с этим можно поставить вопрос о поиске сочетания технологических параметров, обеспечивающих достижение оптимальной работоспособности изделия при заданных его параметрах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Белявин, К.Е. Инженерные методы расчета температурно-временных параметров в процессах центробежной индукционной наплавки покрытий / К.Е. Белявин, И.А. Сосновский, А.А. Курилёнок / Перспективные материалы и технологии : монография. В 2-х т. Т. 2 / под ред. чл.-корр. В.В. Рубаника. – Витебск: УО «ВГТУ», 2019. – Гл. 1. – С. 5–18.

2. Гафо, Ю.Н. Определяющие уравнения феноменологической теории ползучести порошковых материалов / Ю.Н. Гафо // Защитные покрытия, сварка и контроль: мат. докл. Междунар. техн. конф., Минск, 30 апреля 2006 г./ Ред. кол. А.Ф. Ильющенко и др. – Мн., УП «Камет», 2006. – С. 18–19.

3. Прудников, А.П. Интегралы и ряды / А.П. Прудников, Ю.А. Брычков, О.И. Марычев. – М.: Наука. Главная редакция физико-математической литературы, 1981. – 800 с.

4. Гафо, Ю.Н. Разработка математической модели процесса формирования порошкового покрытия при центробежном индукционном припекании / Ю.Н. Гафо, И.А. Сосновский // Математические модели и алгоритмы для имитации физических процессов. Материалы международной научно-технической конференции (11-14 сентября, 2006, Таганрог, Россия). Т.1. Физико-математические и физико-технические модели и алгоритмы для имитации физических процессов // Таганрогский государственный педагогический институт. – Таганрог: Изд-во Таганрогского гос. пед. института, 2006. – С. 94–98.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ КОНТРОЛЯ СВОЙСТВ ДРЕВЕСНО-ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО FDM-ТЕХНОЛОГИИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Протасеня Т.А., Крень А.П., Мацулевич О.В., Гнутенко Е.В.

*Институт прикладной физики НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, 5657397@gmail.com*

Наиболее перспективными материалами, применяемыми в промышленном производстве, на сегодняшний день являются композиты. Причиной этому стали уникальные свойства композитов, одновременно сочетающих в себе преимущества всех компонентов и обладающих свойствами не характерными для каждого из них в отдельности. Примером является древесно-полимерный композит (ДПК), объединяющий ударопрочность и упругость, свойственную обычной древесине, а также износостойкость, гибкость и легкость в обработке, присущие пластикам. Результатом интеграции ДПК и наиболее современного вида производства – аддитивного синтеза являются экструзионные технологии выращивания изделий (в частности FDM – Fused deposition modeling) из древеснонаполненного филамента. Как правило, в качестве армирующих элементов ДПК для FDM-печати используют частицы дерева в форме призм размером от 1-5 мм. По структурным признакам на макроуровне такой композит может быть отнесен к дисперсно-упрочненным, но на микроуровне его свойства определяются в большей степени свойствами армирующих волокон. По этой причине при растяжении свойства ДПК определяются, в основном, свойствами связующего полимера и силой его сцепления с наполнителем. В то время как при изгибе поперечная нагрузка так или иначе действует и на армирующие элементы независимо от их ориентации относительно вектора приложения нагрузки. В настоящее время для контроля качества изготовления изделий из ДПК по FDM-технологии, как правило, используют стандартные методы испытаний пластмасс либо полимерных композитов, изготовленных классическими методами прессования, контактного формования, литья под давлением и т.д. Это связано как с отсутствием специализированной нормативной базы, так и с недостатком достоверных неразрушающих методов контроля. В работе предполагается исследовать возможность контроля физико-механических характеристик ДПК, полученного по FDM-технологии, методом динамического индентирования (МДИ) и оценить чувствительность МДИ к изменению свойств аддитивного ДПК, выращенного со скоростями 40, 75 и 100 мм/с.

Для проведения исследований нами была разработана установка для регистрации процесса ударного нагружения (рис. 1).



Рисунок 1 – Структурная схема экспериментальной установки регистрации процесса ударного нагружения

В качестве чувствительного элемента первичного измерительного преобразователя используется катушка индуктивности, охватывающая в момент удара индентор с запрессованным на нем постоянным магнитом. При приближении индентора к испытуемому материалу, а также в процессе его внедрения и отскока, постоянный магнит индентора наводит в катушке ЭДС индукции, прямо пропорциональную скорости движения индентора v . По сути первичным

измерительным сигналом, несущим в себе информацию о свойствах материала, является временная зависимость $v(t)$. В блоке обработки полученный аналоговый сигнал фильтруется, усиливается и преобразуется в цифровой информативный сигнал, который по специальным алгоритмам преобразуется в диаграмму ударного нагружения $P(h)$ с ее основными параметрами: величиной контактного усилия при максимальной глубине внедрения индентора P_{hmax} , максимальной глубиной внедрения индентора в материал h_{max} , глубиной пластического отпечатка h_p и т.д. При этом базовыми расчетными аналитическими зависимостями динамической твердости H_{IT} и приведенного модуля упругости E_{IT}^* от параметров диаграммы ударного нагружения материала сферическим индентором радиусом R_i являются полученные нами ранее уравнения (1) и (2).

$$H_{IT} = \frac{P_{hmax}}{\pi R_i (h_{max} + h_p)}, \quad (1)$$

$$E_{IT}^* = \frac{3P_{hmax}}{4\sqrt{R_i} (h_{max} - h_p)^{3/2}}, \quad (2)$$

Изготовление образцов для проведения исследований проводилось на 3D-принтере Form2 с использованием древеснонаполненного филамента colorFabb. Испытания образцов проводились на испытательной машине MTS Criterion 43 с непрерывной скоростью нагружения 2 мм/мин. Результаты испытаний приведены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 – Результаты стандартных испытаний образцов на растяжение

№ образца	Скорость печати					
	40 мм/с		75 мм/с		100 мм/с	
	σ_p , МПа	E_p , ГПа	σ_p , МПа	E_p , ГПа	σ_p , МПа	E_p , ГПа
1	18,03	1,79	16,02	1,56	12,06	1,23
2	17,10	1,75	15,52	1,55	11,35	1,24
3	17,13	1,66	16,04	1,61	11,46	1,25
4	16,69	1,83	16,01	1,57	11,93	1,24
5	17,23	1,73	16,23	1,64	11,67	1,20
Среднее значение	17,24	1,75	15,96	1,59	11,69	1,23
Коэфф. вариации, %	2,84	3,66	1,65	2,38	2,58	1,56

Таблица 2 – Результаты стандартных испытаний образцов на статический изгиб

№ образца	Скорость печати					
	40 мм/с		75 мм/с		100 мм/с	
	σ_u , МПа	E_u , ГПа	σ_u , МПа	E_u , ГПа	σ_u , МПа	E_u , ГПа
1	31,54	1,75	26,74	1,46	20,10	1,15
2	27,32	1,55	21,38	1,35	18,87	1,12
3	30,40	1,56	26,15	1,42	18,98	1,18
4	30,50	1,63	26,81	1,45	20,59	1,21
5	32,46	1,72	29,85	1,49	22,02	1,22
Среднее значение	30,44	1,64	26,19	1,43	20,11	1,18
Коэфф. вариации, %	6,37	5,54	11,65	3,71	6,43	3,54

Из представленных данных видно, что абсолютные значения предела прочности σ_p исследуемого ДПК, установленные в ходе испытаний на растяжение, примерно в 1,7 раз меньше аналогичной характеристики σ_u , полученной при испытании на статический изгиб. При этом между значениями E_p и E_u (при одинаковых скоростях печати) существенного отличия не наблюдается. Также установлено, что с увеличением скорости печати в 2,5 раза предел прочности материала σ_p снизился примерно на 32%, а модуль упругости E_p на 30%. В тоже время аналогичные

характеристики материала, измеренные при его испытании на изгиб σ_u и E_u , снизились на 34% и 28% соответственно.

Ударное нагружение образцов реализовывалось посредством твердосплавного индентора радиусом 2,5 мм, массой 6,8 г с предупредной скоростью 3 м/с. Результаты измеренных значений твердости и модуля упругости приведены в таблицах 3 и 4.

Таблица 3 – Результаты измерения динамической твердости и динамического модуля упругости стандартных образцов на растяжение

Номер образца	Скорость печати					
	40 мм/с		75 мм/с		100 мм/с	
	H_{ITp} , МПа	E_{ITp}^* , ГПа	H_{ITp} , МПа	E_{ITp}^* , ГПа	H_{ITp} , МПа	E_{ITp}^* , ГПа
1	124,68	4,28	72,98	3,73	56,38	2,49
2	131,30	4,88	87,91	3,80	62,97	2,75
3	125,23	4,62	93,85	4,04	48,02	2,22
4	126,14	4,72	79,91	3,69	53,25	2,39
5	124,34	4,27	76,79	3,75	49,77	2,52
Среднее значение	126,34	4,55	82,29	3,80	54,08	2,47
Кoeff. вариации, %	2,26	5,95	10,31	3,65	10,95	7,83

Таблица 4 – Результаты измерения динамической твердости и динамического модуля упругости стандартных образцов на статический изгиб

Номер образца	Скорость печати					
	40 мм/с		75 мм/с		100 мм/с	
	H_{ITu} , МПа	E_{ITu}^* , ГПа	H_{ITu} , МПа	E_{ITu}^* , ГПа	H_{ITu} , МПа	E_{ITu}^* , ГПа
1	141,24	4,22	97,06	3,73	70,10	2,63
2	131,13	4,15	88,96	3,78	59,52	2,60
3	134,52	4,01	86,63	3,53	68,73	2,65
4	136,16	4,09	85,13	3,71	75,17	3,18
5	124,27	4,53	91,86	3,83	70,91	2,80
Среднее значение	133,46	4,20	89,93	3,72	68,89	2,77
Кoeff. вариации, %	4,72	4,76	5,26	3,07	8,36	8,69

Полученные результаты подтверждают наличие чувствительности МДИ к изменению свойств исследуемых ДПК, изготовленных с различными скоростями печати. Регистрируемое МДИ уменьшение H_{ITu} и E_{ITu}^* при увеличении скорости печати от 40 до 100 мм/с составляет соответственно 57% и 46% для образцов на растяжение, и 48% и 34% для образцов на статический изгиб, что значительно превосходит аналогичные данные, характеризующие чувствительность стандартных методов контроля.

Благодарность. Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант № T22M-004).

ГЕОМЕТРИЯ ОДНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ С ПОПЕРЕЧНЫМ СКАНИРОВАНИЕМ

Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Пилецкая Л.И.

БНТУ,

г. Минск, Республика Беларусь

e-mail: nilucko@tut.by

Лазерная наплавка все более активно используется при ремонте изношенных и упрочнении поверхностей новых деталей в различных отраслях промышленности [1]. Этому способствует целый ряд причин. Покрытия, нанесенные лазерной наплавкой, обладают высокой износостойкостью, хорошими антикоррозионными свойствами, приличной усталостной стойкостью и стойкостью к окислению. Такие высокие свойства обусловлены тем, что при лазерной наплавке обеспечивается получение небольшого размера зерна, низкой степени диффузии и более высокой прочности сцепления покрытия с подложкой.

Долгое время широкому распространению лазерной наплавки препятствовала достаточно низкая производительность процесса, которая сильно сужала область ее применения. Однако, в последнее время, при лазерной наплавке начали использовать системы программно управляемого сканирования лазерного излучения [2]. Эти системы адаптируют достаточно сильно сфокусированный луч современных мощных твердотельных лазеров, распределяя его по большой поверхности сканирования без сильного изменения ее свойств или разрушения [3]. Системы программируемого сканирования также значительно увеличивают возможности управления процессом лазерной наплавки, т.к. позволяют изменять размеры наплавленных валиков в режиме онлайн и обеспечивают гибкую адаптацию геометрии валиков к требованиям геометрии детали. Главным же преимуществом процесса лазерной наплавки с поперечным сканированием является значительное увеличение производительности процесса, улучшение его стабильности и повторяемости. В данной статье изучается геометрия однослойных покрытий при различных режимах процесса лазерной наплавки.

Материалом для нанесения покрытий являлся порошок самофлюсующегося сплава на основе никеля ПГ-12Н-01. Перед наплавкой порошок просеивался до грануляции 20-80 мкм и подвергался сушке в электрической печи при температуре 200 °С в течение двух часов. Покрытия наносились способом боковой лазерной наплавки. Для подачи порошка в зону действия лазерного излучения использовался дисковый порошок питатель и специально разработанное щелевое сопло с водяным охлаждением. В качестве источника излучения использовался волоконный лазер мощностью 1000 Вт фирмы IPG (США) типа YLR-1. Перемещения оптической системы относительно образцов производились с помощью координатного стола, оснащенного системой числового программного управления РУХ-4.0. Сканирование лазерного пятна в направлении перпендикулярном направлению наплавки производилось программируемым 2D сканером фирмы Ситела (РБ). В качестве материала для образцов использовалась сталь 45. Наплавка покрытий выполнялась при различных скоростях и шагах наплавки с использованием площадей пятна сканирования 4×0,1 мм и 4×0,5 мм.

Геометрию наплавленных покрытий исследовали на поперечных шлифах наплавленных покрытий при помощи металлографического микроскопа Микро Р200. Производились замеры высоты профиля поперечного сечения покрытий над поверхностью подложки h , общей высоты профиля покрытия H и величины проплавления подложки d (рисунок 1). Все эти замеры делались в продольном направлении слоя с шагом 0,2 мм, затем определялись средние величины h_{cp} , H_{cp} и d_{cp} . Степень диффузии слоя покрытия определялась по формуле (1) в %.

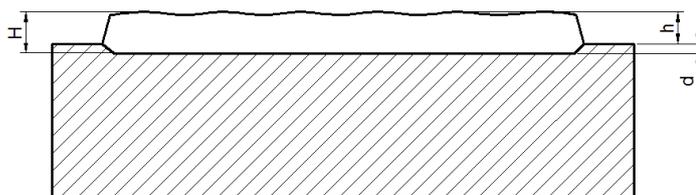


Рисунок 1 – Поперечное сечение наплавленного покрытия

$$D = \frac{d_{cp}}{H_{cp}} \times 100 = \frac{H_{cp} - h_{cp}}{H_{cp}} \times 100 \quad (1)$$

Используя полученные данные, были построены зависимости высоты профиля и степени диффузии однослойного покрытия от режимов лазерной наплавки. Из рисунка 2а видно, что при всех площадях пятна сканирования средняя высота профиля однослойного покрытия уменьшается при росте шага наплавки валиков. Такая закономерность объясняется тем, что при увеличении шага наплавки валиков уменьшается энергозатрат в покрытие за счет уменьшения числа проходов при наплавке соседних валиков, а также тем, что одно и то же количество порошка распределяется на большей площади наплавки. Из этого же рисунка можно заметить, что увеличение площади пятна сканирования также ведет к уменьшению средней высоты профиля. Причина этого – уменьшение энергозатрат в покрытие.

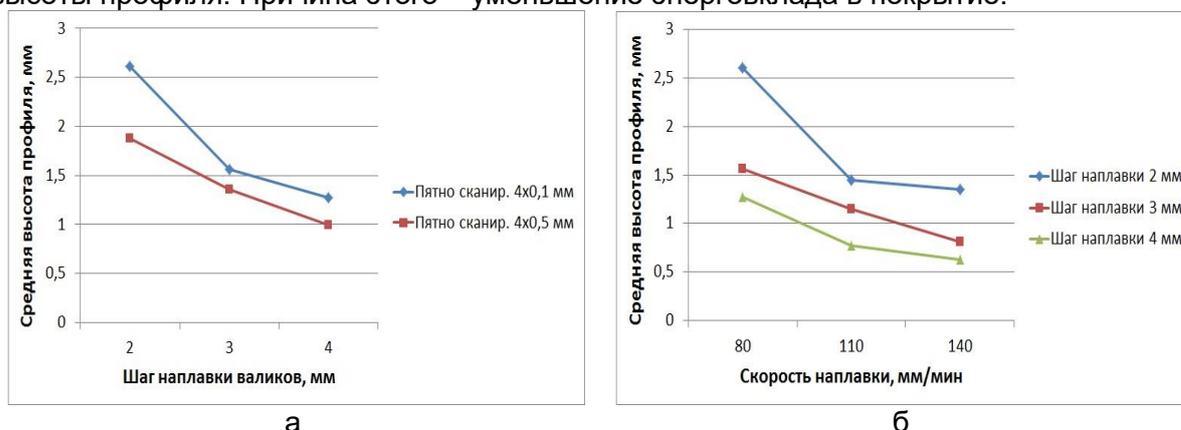


Рисунок 2 – Зависимости средней высоты профиля однослойных покрытий: а - от шага наплавки валиков при скорости наплавки 80 мм/мин; б - от скорости наплавки при площади пятна сканирования 4x0,1 мм

На рисунке 2б показано, что с увеличением скорости наплавки при любом шаге наплавки валиков и любой площади пятна сканирования средняя высота профиля однослойного покрытия уменьшается. Это связано с двумя факторами: с уменьшением удельной энергии, поступающей в покрытие и с распределением одного и того же поступающего количества порошка на большей длине наплавки.

На рисунке 3а показано, что увеличение скорости наплавки приводит к увеличению степени диффузии однослойного покрытия при всех шагах наплавки и площадях пятна сканирования. Это происходит потому, что при увеличении скорости наплавки материал подложки впереди ванны расплава все более открывается для лазерного излучения и позволяет лазеру напрямую расплавлять материал подложки, увеличивая диффузию [3]. Из рисунка 3а также можно заметить, что увеличение площади пятна сканирования приводит к увеличению степени диффузии материала покрытия в подложку. Это связано с тем, что увеличение площади пятна сканирования

происходит за счет увеличения высоты пятна сканирования в направлении наплавки при неизменной ширине пятна. Увеличение высоты пятна сканирования вызывает такие же эффекты, как увеличение скорости наплавки, обнажая материал подложки впереди ванны расплава.

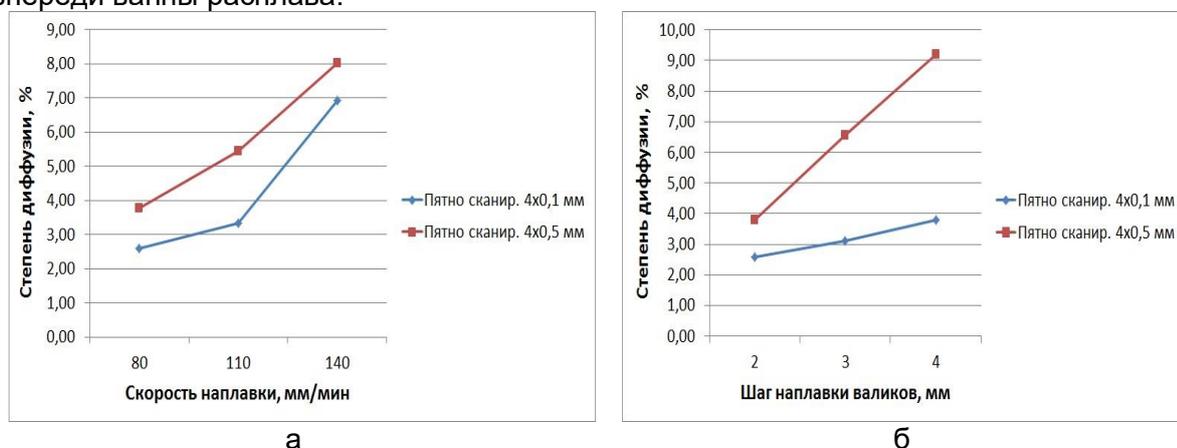


Рисунок 3 - Зависимости степени диффузии однослойного покрытия: а - от скорости наплавки при шаге наплавки валиков 2 мм; б - от шага наплавки валиков при скорости наплавки 80 мм/мин

Из рисунка 3б видно, что с увеличением шага наплавки валиков происходит увеличение степени диффузии однослойных покрытий. Это связано с тем, что при увеличении шага наплавки валиков все больше энергии расходуется на непосредственный нагрев подложки, увеличивая глубину ванны расплава и, соответственно, степень диффузии.

Таким образом, в статье показано влияние режимов лазерной наплавки с поперечным сканированием на формирование высоты профиля и степени диффузии однослойных покрытий. Полученные результаты позволяют прогнозировать высоту профиля и степень диффузии однослойных покрытий из самофлюсующегося сплава на основе никеля при изменении режимов лазерной наплавки. Это облегчает разработку технологии лазерной наплавки конкретных деталей, исключая необходимость отработки режимов процесса.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Naghiyan Fesharki, M. Microstructure investigation of Inconel 625 coating, obtained by laser cladding and TIG cladding methods [Электронный ресурс]/ M. Naghiyan Fesharki, R. Shoja-Razavi, H.A. Mansouri, H. Jamali// Surface & Coating Technology. – 2018. – V. 353. – P. 25-31. – Режим доступа: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.08.061>.
2. Klocke, F. Flexible scanner-based laser surface treatment/ F. Klocke, C. Brecher, D. Heinen, C-J. Rosen, T. Breitbach// Physics Procedia (LANE 2010). – V. 5. – P. 467-475 (doi:10.1016/j.phpro.2010.08.169).
3. Pekkarinen, J. Scanning optics enabled possibilities and challenges in laser cladding/ J. Pekkarinen// Physics Procedia. – 2015. – No 78. – P. 285-295.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОКРЕСТНОСТИ КОРРОЗИОННОГО ПЯТНА СТАЛЬНОЙ ТРУБЫ

Крень А.П.¹, Гориченко С.Ф.², Делендик М.Н.³, Мацулевич О.В.¹, Кутепов А.Ю.¹

¹ГНУ «ИПФ НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь, *alekspk@mail.ru*

²УП «МИНГАЗ» г. Минск, Беларусь, *gsf2003@mail.ru*

³МИПК и ПК БНТУ, г. Минск, Беларусь, *delendik@mipk.by*

Коррозионные дефекты являются одними из наиболее распространенных для стальных газовых труб низкого и среднего давления. Как правило они возникают в результате электрохимической коррозии [1], вызывающей сквозное поражение металлической стенки. Наименее изученным фактором, оказывающим влияние на скорость протекания коррозии, является наличие и величина остаточных напряжений. При этом имеющиеся данные [2] в большинстве случаев получены на отдельных образцах-вырезках, что вносит значительную погрешность в получаемые результаты, поскольку при разрезке трубы напряжения частично снимаются.

В этой связи, целью настоящей работы было проведение измерений напряжений в точках вблизи коррозионного пятна и на его поверхности для оценки их значимости.

В качестве объекта исследований была взята катушка трубы из Стали 10, вырезанная из газопровода, диаметром 325 мм с толщиной стенки 7 мм. Коррозионное пятно представляло собой поражение металла на различную глубину (2-5 мм) площадью 50х60 мм (рисунок 1).

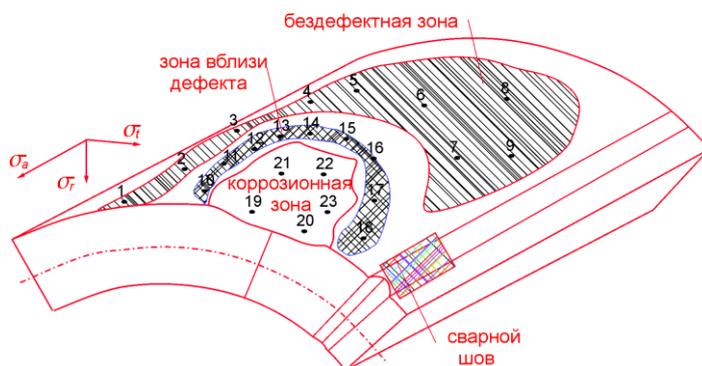


Рисунок 1 – Внешний вид дефекта и точки контроля

Для проведения измерений использовался роботизированный рентгеновский дифрактометр GNR STRESS X. При проведении расчетов значение вертикальной составляющей тензора напряжений принималось равным нулю, т.е. в каждой отдельной точке измерения рассматривалось как плосконапряженное. Измерялись осевые σ_a , окружные σ_t , и радиальные σ_r напряжения (рисунок 1).

Несмотря на то, что рядом с зоной коррозии находился сварной шов, для которого характерна более неоднородная структура, способствующая образованию микрогальванических пар и ускорению коррозии, дефект образовался в основном металле. В этой связи было проведено измерение остаточных напряжений в зоне дефекта, сварного шва и бездефектных местах основного металла. Контроль проводился в отдельных точках, а также на участках поверхности. В последнем случае строилась карта распределения напряжений.

Анализ полученных данных показывает, что в бездефектной области на внешней поверхности трубы в тонком слое основного металла, не превышающем 50-100 мкм, наблюдаются сжимающие (-50 МПа) напряжения I рода, возникновение которых, по-видимому, связано с наклепом поверхности при изготовлении труб. Эти напряжения меняются на растягивающие (+70 МПа) и далее по мере приближения к внутренней поверхности трубы вновь становятся сжимающими (-120 МПа). На

поверхности сварного шва картина распределения напряжений является классической (рисунок 2а): четко видны зоны сжимающих и растягивающих напряжений в соответствующих местах шва.

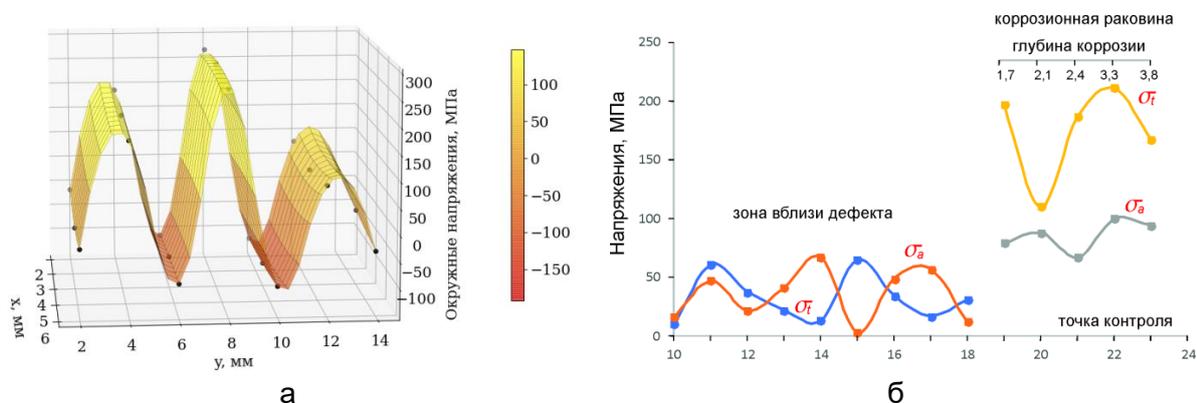


Рисунок 2 – Распределение напряжений непосредственно на поверхности (травление на глубину до 5 мкм) в зоне сварного шва (а), в бездефектной зоне и в зоне непосредственно коррозионного дефекта (б)

В зоне дефекта и непосредственно в коррозионной раковине вне зависимости от расстояния до исходной поверхности напряжения при стравливании слоя в 5 мкм являлись растягивающими (рисунок 2б).

Изучение характера распределения напряжений I рода показало, что их изменение имеет сложный характер. При стравливании металла на глубину до 5 мкм вблизи коррозионного дефекта сжимающие напряжения на поверхности отсутствовали и наблюдалось небольшое снижение твердости, что может косвенно указывать на то, что процесс коррозии был инициирован производственным дефектом – «мягким пятном» (твердость снижена на 15 НВ). В этом месте могли возникнуть растягивающие напряжения, которые усиливались существующими технологическими давлениями в трубе, а также из-за изгибной нагрузки, появляющейся в результате неустойчивости грунта.

На поверхности коррозионного дефекта внутри раковины напряжения являлись растягивающими и по своим значениям близки к пределу основного металла текучести (до +220 МПа). При этом сварной шов, как место наиболее вероятного повреждения не подвергся коррозии несмотря на то, что напряжения в нем были значительно выше (до +270 МПа). Однако, здесь следует учитывать, что металл сварного шва может иметь более высокую прочность. На это указывает более высокое значение твердости (130-180 НВ).

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований: проект № T22РА-003 «Влияние внутренних напряжений и структуры металла на развитие процессов деградации в сталях газопроводов низкого давления».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] N. Golikov. Effect of Residual Stress on Crack Development in Longitudinal Welded Joints of a Gas Pipeline // Procedia Structural Integrity, V. 30, 2020, pp. 28-32.
- [2] A. Mirzaee-Sisan. Residual Stress in Pipeline Girth Welds-A review of recent data and modelling // International Journal of Pressure Vessels and Piping, V. 169, 2019, pp. 142-152.

О ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ РЕЛЬСА С ВНУТРЕННЕЙ ПОПЕРЕЧНОЙ ТРЕЩИНОЙ

Смирнов В.И., Видюшенков С.А.

Петербургский государственный университет путей сообщения
императора Александра I,
Санкт-Петербург, Россия,
baklava@mail.ru

Одним из факторов, оказывающих влияние на достоверность прогноза остаточного ресурса железнодорожных рельсов с внутренней поперечной трещиной (ВПТ) в головке, является подходящая аппроксимация контура ВПТ. Рассмотрим две схематизации указанного усталостного дефекта: трещина круговой формы и овальная четвертой степени.

Скорость распространения ВПТ можно оценить по величине коэффициента интенсивности напряжений (КИН) K_I для упомянутых выше форм трещин.

Дисковидная трещина, расположенная соосно в круговом цилиндре [1]

$$K_I = 2p\sqrt{\frac{b}{\pi}} \cdot G(b), \quad G(b) = \frac{1}{2} \left(1 + \frac{\arcsin(b/b_1)}{(b/b_1)\sqrt{1-(b/b_1)^2}} \right). \quad (1)$$

Здесь и далее p – равномерная внешняя нагрузка (напряжение), b и b_1 – соответственно, радиус трещины и радиус цилиндра. Радиус цилиндра в вычислениях выбран таким образом, чтобы площадь его поперечного сечения совпадала с площадью головки рельса типа Р65.

Контур трещины в форме овала 4-й степени описывается выражением

$$(x/a)^4 + (y/b)^4 = 1,$$

где a и b – большая и малая полуоси овала. Предполагается, что такой контур трещины при ее усталостном развитии повторяет форму головки рельса. Приближенное выражение для КИН приведено в [2]

$$K_I = p\sqrt{b_0} \cdot F(\varepsilon), \quad (2)$$

где $2b_0$ – высота головки рельса. Для рельса типа Р65 безразмерная функция $F(\varepsilon)$ принимает вид

$$F(\varepsilon) = 1,18\sqrt{\varepsilon} \cdot \left[0,308 + \frac{0,692}{\sqrt{1-\varepsilon}} \right]^2 \cdot \frac{1}{\sqrt{1+0,656\varepsilon/(1-\varepsilon)}},$$

где $\varepsilon = b/b_0$. Здесь учтено влияние свободных границ тела (рельса), поэтому предполагается, что решение (2) пригодно для относительно больших трещин.

Зависимость КИН от размера трещины b при нагрузке $p = \sigma = 8,975$ МПа (от максимального изгибающего момента, вызванного сосредоточенной силой 100 кН) и $b/a = 0,75$ показана на рис.1.

Как видно из рис.1, модель круговой трещины в цилиндре дает более осторожную оценку КИН по сравнению с овалом 4-й степени. Так, если размер овальной трещины приближается к $2b \times 2a = 40 \times 53$ мм или $\approx 75\%$ от площади головки рельса, то это приводит к лавинообразному возрастанию КИН и последующему старту и быстрому развитию трещины. Между тем, лабораторные доломы рельсов, изъятых из втростепенных ж.д. путей после длительной эксплуатации, показывают, что внутренняя поперечная трещина может распространяться в шейку, занимая почти всю поверхность головки рельса.

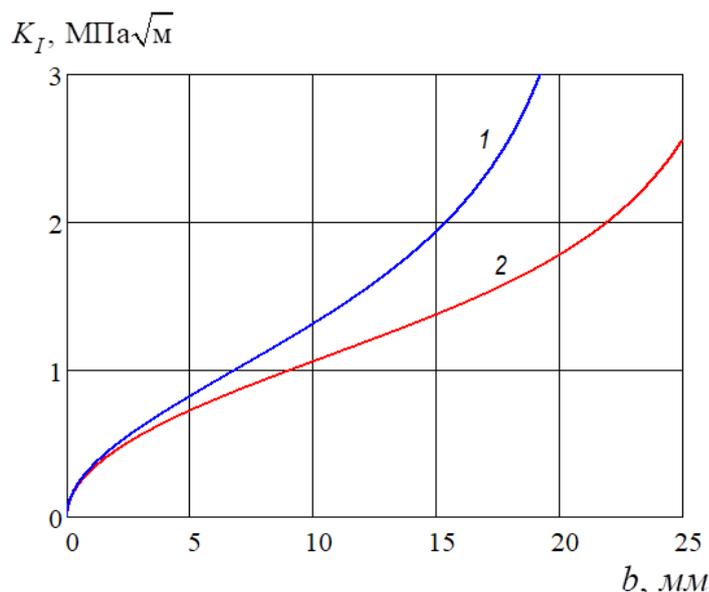


Рисунок 1 - Зависимость КИН с учетом границ тела:
1 – трещина в форме овала 4-й степени, 2 – круговая трещина

Для сравнительной оценки остаточного ресурса рельса с ВПТ диапазон изменения площади трещин принят в размере 5-30%, 5-50% и 5-70% от площади головки рельса $S_h = 27,78 \text{ см}^2$. Соотношение длин полуосей овала $b/a = 0,75$. Результаты расчетов приведены в табл.1.

Таблица 1

Диапазон изменения размера трещины, % S_h	Количество циклов нагружения	
	дисковидная трещина	овальная трещина
	$P = 100 \text{ кН}$	
5-30	$1,393 \cdot 10^7$	$9,251 \cdot 10^6$
5-50	$1,522 \cdot 10^7$	$9,832 \cdot 10^6$
5-70	$1,559 \cdot 10^7$	$9,959 \cdot 10^6$
	$P = 200 \text{ кН}$	
5-30	$8,687 \cdot 10^5$	$5,769 \cdot 10^5$
5-50	$9,491 \cdot 10^5$	$6,129 \cdot 10^5$
5-70	$9,718 \cdot 10^5$	$6,208 \cdot 10^5$

Многочисленные эксплуатационные факторы приводят к снижению циклической прочности рельса. Попытка учесть некоторые из этих факторов сделана в работе [3], в которой подсчитывалось число циклов нагружения, необходимых для роста ВПТ в заданных размерах, в зависимости от нагрузки. Рассмотрен случай роста ВПТ эллиптической формы размером от 1,2% до 24,4% от площади головки рельса при соотношении длин полуосей $a/b = 1,5$. Результаты расчетов приведены на рис.2 (кривая 3). Здесь же показаны аналогичные результаты, полученные для дисковидной (кривая 1) и овальной (кривая 2) трещин. Различие в усталостной долговечности, наблюдаемое при относительно малых колесных нагрузках, обусловлено не только учетом в работе [3] некоторых дополнительных факторов, но и отличием в параметрах подрельсового основания и механических свойств рельсовой стали. Следует учитывать, что длительная эксплуатация приводит к изменению структурно-фазовых состояний металла рельсов [4].

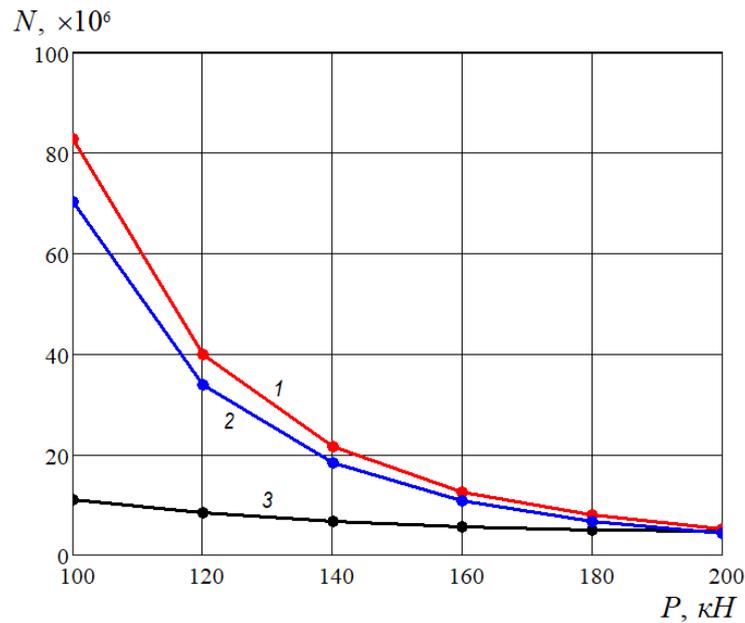


Рисунок 2 - Зависимость допустимого числа циклов нагружения, от колесной нагрузки:
1 – круговая трещина, 2 – овальная трещина, 3 – эллиптическая трещина (по данным [3])

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Смирнов В.И., Майер С.С. О влиянии границ тела на циклическую трещиностойкость рельса с внутренним поперечным дефектом // В сб.: «Проблемы прочности материалов и конструкций в транспортном строительстве». СПб.: ПГУПС, 2021. - С.186-193.
2. Механика разрушения и прочность материалов: Справочное пособие в 4-х т. / Под ред. Панасюка В.В. Т.4. Киев: Наукова думка, 1990. - 680с.
3. Майр Р., Гроенхут Р. Развитие поперечных усталостных дефектов в головке железнодорожных рельсов // Железные дороги мира. - 1981. - № 10. - С.44-53.
4. Панин В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Громов В.Е., Панин С.В., Кормышев В.Е., Рубанникова Ю.А. Эволюция тонкой структуры и свойств металла рельсов при длительной эксплуатации // Физическая мезомеханика. - 2020. - Т.23, № 5. - С.85-94.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫМ СПЕКАНИЕМ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ АЛЮМИНИЯ И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Квашнин В.И.^{1,2}, Дудина Д.В.^{1,2,3}, Ухина А.В.³, Новоселов А.Н.², Леган М.А.²

¹*Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия, slava.kvashnin@mail.ru, dina1807@gmail.com*

²*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия, aleksey.novoselov@gmail.com, legan@ngs.ru*

³*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия, auhina181@gmail.com*

Композиты с алюминиевой матрицей являются перспективными конструкционными материалами благодаря их высокой удельной прочности. В настоящее время внимание материаловедческого сообщества привлекают композиты с алюминиевой матрицей с добавками частиц высокоэнтропийных сплавов [1], квазикристаллов [2] или аморфных сплавов [3] в качестве упрочняющих фаз. Новые упрочняющие фазы могут формироваться *in situ* при взаимодействии введенных добавок с алюминием.

Аморфные сплавы обладают высокой твердостью и износостойкостью, высокой коррозионной стойкостью и характеризуются упругой деформацией ~2% [4]. Предполагается, что введение частиц аморфных сплавов в алюминиевую матрицу может способствовать увеличению механической прочности материала за счет переноса нагрузки на частицы упрочняющей фазы. Для реализации этого механизма необходимо формирование плотных и прочных межфазных границ. Консолидация порошковой смеси может проводиться в температурной области переохлажденной жидкости аморфного сплава для использования эффекта снижения вязкости.

В данной работе проведены сравнительные исследования микроструктуры композитов, полученных спеканием (в условиях незначительного химического взаимодействия на границе раздела фаз) порошковых смесей, содержащих частицы аморфного сплава $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5V_{19}$, и смесей, содержащих частицы сплава с кристаллическим строением $Fe_{62}Cr_{10}Nb_{12}V_{16}$. Спекание проводили при температуре в области переохлажденной жидкости стекла $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5V_{19}$ (540 °С). Показано, что в случае контакта между частицами сплава (образования сетки из частиц) композиция, содержащая аморфный сплав, позволяет получить материал с меньшей остаточной пористостью, чем композиция, содержащая кристаллический сплав. В случае структуры, в которой частицы сплавов на основе железа не формируют сетку, а окружены матрицей из алюминия, композиции с добавками сплавов $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5V_{19}$ и $Fe_{62}Cr_{10}Nb_{12}V_{16}$ проявляют сходное поведение с точки зрения уплотнения материала при спекании.

Электроискровым спеканием порошковых смесей Al–20 об.% $Fe_{66}Cr_{10}Nb_5V_{19}$ получены композиционные материалы с упрочняющими частицами с морфологией «ядро-оболочка» [5]. При спекании между компонентами смеси происходит химическое взаимодействие с образованием слоя продуктов реакций. Продукт взаимодействия представляет собой интерметаллид $Al_{13}Fe_4$ в композитах, спеченных при 540 °С. При спекании при 570 °С образуются фазы $Al_{13}Fe_4$ и Al_5Fe_2 . Образование интерметаллидов на границе раздела фаз при спекании при 570 °С способствуют существенному повышению прочности композиционного материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК:

1. T. Lu Processing and mechanical properties of fine grained Al matrix composites reinforced with a uniform dispersion of nanocrystalline high-entropy alloy particles / Lu. T., Chen W., Li Z., He T., Li B., Li R., Fu Z., Scudino S. / *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. 801. P. 473-477.
2. A. Joseph Mechanical properties of Al/ ω -Al-Cu-Fe composites synthesized by the SPS technique / Joseph A., Gauthier-Brunet V., Joulain A., Bonneville J., Dubois S., Monchoux J.P., Pailloux F. / *Materials Characterization*. 2018. 145. P. 644–652.
3. T. He Interfacial characteristics and mechanical asymmetry in Al2024 matrix composites containing Fe-based metallic glass particles / He T., Lu T., Ciftci N., Uhlenwinkel V., Chen W., Nielsch K., Scudino S. / *Materials Science & Engineering A*. 2020. 793.
4. A. Inoue, B.L. Shen, A.R. Yavari, A.L. Greer. Mechanical properties of Fe-based bulk glassy alloys in Fe–B–Si–Nb and Fe–Ga–P–C–B–Si systems *J. Mater. Res.* 2003. Vol. 18. N. 6. P. 1487-1492.
5. D.V. Dudina Microstructure and Mechanical Properties of Composites Obtained by Spark Plasma Sintering of Al–Fe₆₆Cr₁₀Nb₅B₁₉ Metallic Glass Powder Mixtures / Dudina D.V., Bokhonov B.B., Batraev I.S., Kvashnin V.I., Legan M.A., Novoselov A.N., Anisimov A.G., Esikov M.A., Ukhina A.V., Matvienko A.A., Georganakis K., Koga G.Y., Jorge A.M. Jr., *Metals*. 2021. 11. P. 1457.

СТРУКТУРА СЛОИСТО – ВОЛОКНИСТОГО КОМПОЗИТА Al_2O_3/Ti

Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н.
Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка Московской области, Россия,
kiiko@issp.ac.ru

Разработка композитного материала с матрицей на основе титана и высокопрочных волокон сапфира нацелена на получение прочного, трещиностойкого с низким удельным весом материала с характеристиками, превышающими соответствующие характеристики титановых сплавов. Композит изготавливался твердофазным методом путем диффузионной сварки под давлением заготовки пакета из чередующихся фольг титана и слоев однонаправленно параллельно друг другу расположенных волокон сапфира, промежутки между волокнами заполнялись порошком гидроксида титана. Диффузионная сварка выполнялась в вакууме 10^{-4} мм рт. ст. в режиме $1250\text{ }^\circ\text{C} - 1\text{ ч} - 8.3\text{ МПа}$. В результате нагрева и давления происходило компактирование заготовки, дегидрирование титана и диффузия элементов между компонентами структуры. Достаточно умеренные технологические температуры диффузионной сварки в сравнении с широко используемыми плавильными методиками позволяют в значительной мере сохранить положительные свойства исходных материалов. В результате формируется неоднородная слоисто-волокнистая структура, содержащая как исходные материалы, так и вновь образовавшиеся соединения интерметаллидов и твердые растворы, в совокупности обеспечивающие необходимый баланс механических свойств.

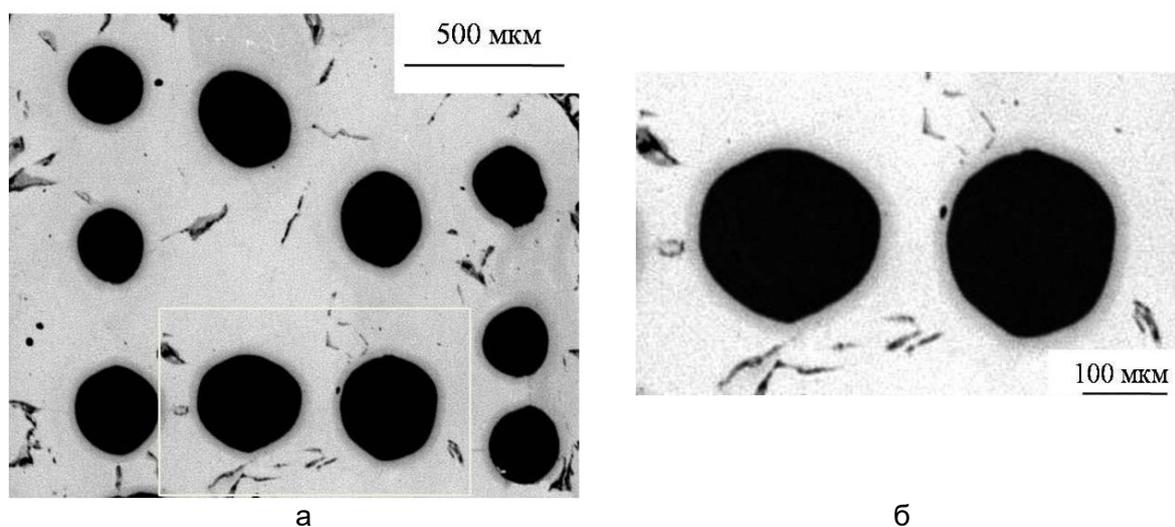


Рисунок 1 – Участок поперечного сечения композита Al_2O_3/Ti (а), б – участок, выделенный на рисунке 1а рамкой; черного цвета – Al_2O_3 - волокно, серого цвета – Ti-матрица

Структура композита в поперечном сечении показана на рисунке 1, а в продольном – на рисунке 2. Сапфировые волокна окаймлены слоями, темно – серыми на снимках, имеющими цветовой контраст как с волокнами так и с матрицей, удаленной от волокон, а также в пределах собственно слоев. Это свидетельствует о взаимодействии волокна с матрицей, о наличии различных интерметаллидов системы Ti – Al, а также о градиентах концентрации твердых растворов вдоль границы раздела волокно–матрица.

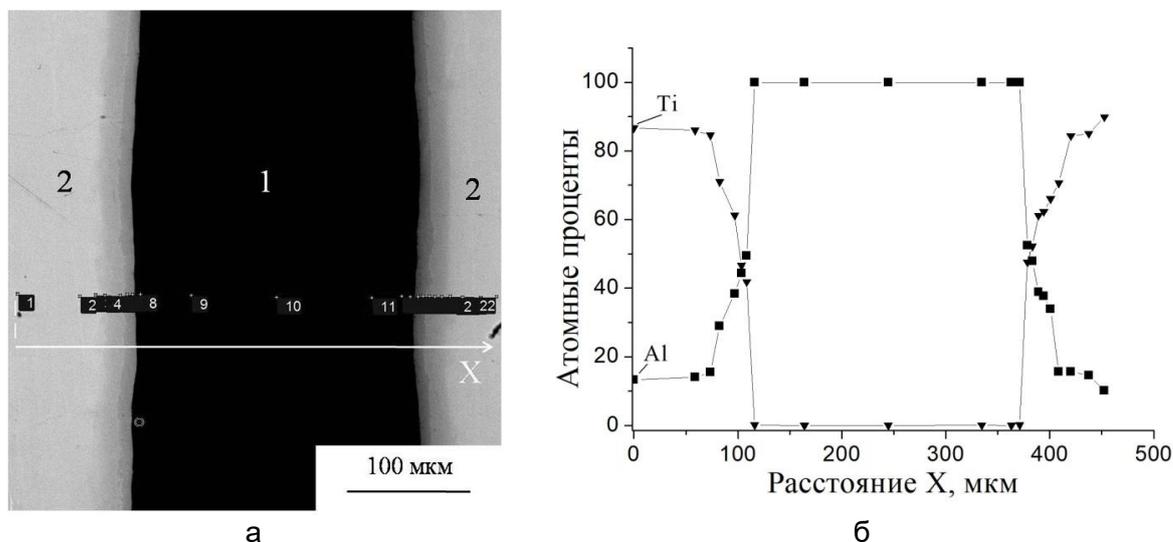


Рисунок 2 – Участок продольного сечения композита $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ (а), 1 – волокно, 2 – матрица, б – ось X, пересекающая волокно, вдоль которой проведен микроанализ (в «точках» 1...22); б – концентрационные зависимости Al и Ti в структуре композита вдоль оси X

На рисунке 2 показан участок продольного сечения композита, а в поперечном к волокну направлении X (рисунок 2а) вблизи одного из волокон проведен поэлементный «точечный» микроанализ (размер «точечного» зонда 5–7 мкм, «точки» 1...22). Результаты микроанализа «различают» слои интерметаллидов Ti–Al, окружающих волокно. Эти слои также отличаются по плотности контраста, они имеют различные оттенки серого цвета. В системе Ti–Al известны соединения: Ti_3Al , Ti_2Al , TiAl и TiAl_3 с отношения атомов Ti/Al от 1/3 до 3. Идентификация соединений в данных условиях эксперимента представляет известную трудность. Однако с учетом концентрационных зависимостей, представленных на рисунке 2б, совместно с видимыми полосами контраста и диаграммой состояния системы Ti–Al можно считать, что это соединения Ti_3Al , Ti_2Al , TiAl и твердые растворы Ti–Al.

Известно, что интерметаллиды системы Ti – Al являются хрупкими материалами. Однако, при выбранной объемной доле волокон и режиму диффузионной сварки описанные зоны взаимодействия, показанные на рисунке 1 и содержащие интерметаллиды системы Ti–Al, не перекрываются, образуя кластеры, что благоприятно сказывается на трещиностойкости композитной структуры.

Работа выполнена в рамках госзадания Института физики твердого тела РАН при частичном финансировании Российским фондом фундаментальных исследований (проект 20-03-00296).

СЛОИСТО – ВОЛОКНИСТЫЙ КОМПОЗИТ $Al_2O_3/(Mo-Al)$

Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н.
Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка Московской области, Россия,
kiiko@issp.ac.ru

Разработка композита нацелена на получение жаропрочного и трещиностойкого конструкционного материала. Композит изготавливался по твердофазной технологической схеме, которая позволяет в значительной степени сохранить положительные свойства исходных компонентов и обеспечить образование новых соединений, повышающих характеристики получаемого композитного материала. Метод получения композитов детально описан в работах [1–4]. Вкратце он состоит в следующем. Исходными компонентами служили: монокристаллические волокна сапфира, выращенные методом Степанова, фольга молибдена, фольга алюминия, порошок молибдена. Заготовка композита собиралась в виде пакета из слоев молибденовой фольги и слоев порошка молибдена, помещенных в оболочку из алюминиевой фольги, играющей также вспомогательную технологическую роль для сохранения целостности заготовки. В слои порошка молибдена включались однонаправленно расположенные слои армирующих волокон, уложенных с определенным шагом. Затем заготовка подвергалась диффузионной сварке в вакууме под давлением в режиме $1500\text{ }^{\circ}\text{C} - 2\text{ ч} - 10.5\text{ МПа}$.

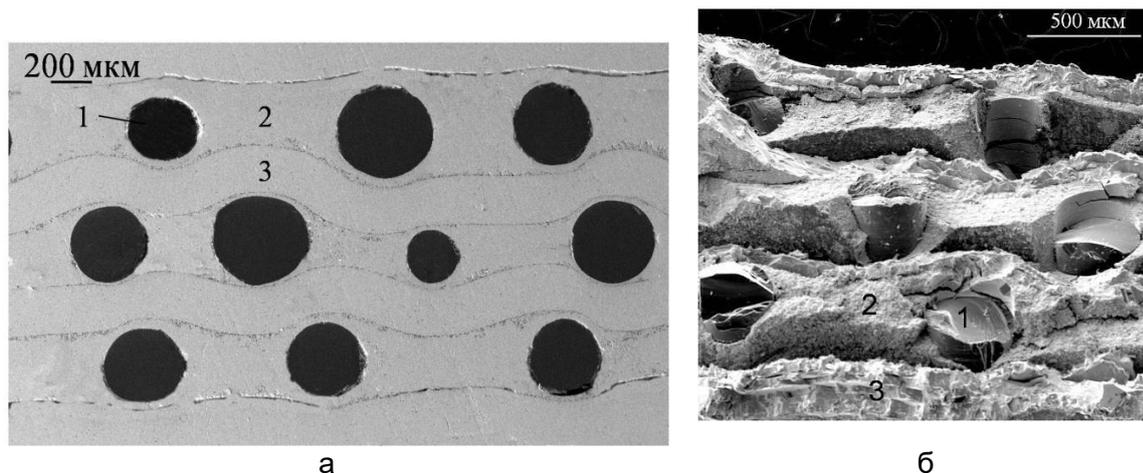


Рисунок 1 – Участки структуры слоисто-волокнутого $Al_2O_3/(Mo-Al)$ композита: а – поперечное сечение (шлиф) образца, б – поверхность разрушения испытанного на прочность образца (излом). 1 – волокно, 2 – слой матрицы, сформировавшийся из исходного порошка молибдена, 3 – слой матрицы, сформировавшийся из исходной молибденовой фольги

На рисунке 1а показан шлиф участка поперечного сечения композита. Кроме волокна и молибденовой матрицы на шлифе видны тонкие полосы серо-черного цвета, – это интерметаллиды системы $Mo - Al$, образовавшиеся в результате взаимодействия фольги алюминия с фольгой молибдена или с порошком молибдена. Интерметаллиды играют важную роль в увеличении прочности, жесткости и сопротивления ползучести композитной структуры.

Образцы были испытаны на трехточечный изгиб. Пример результатов испытаний одного из образцов при комнатной температуре приведен на рисунке 2. Вид деформационной кривой (рисунок 2а) свидетельствует о нехрупком характере поведения композитной структуры под нагрузкой, что дополнительно подтверждается извилистой траекторией макротрещины (рисунок 2б). На рисунке 1б показана поверхность разрушения испытанного образца, ее развитая топология включает, в

частности, пластическую деформацию областей молибдена, полученных из фольги и порошка. На рисунке 1б и 2б видны расслоения по границам фаз, а также волокна, выдергиваемые из матрицы, и, кроме магистральной макротрещины в ее зоне присутствуют микротрещины, поверхность разрушения ступенчата в соответствии со слоистостью структуры, что обеспечивает повышение трещиностойкости материала.

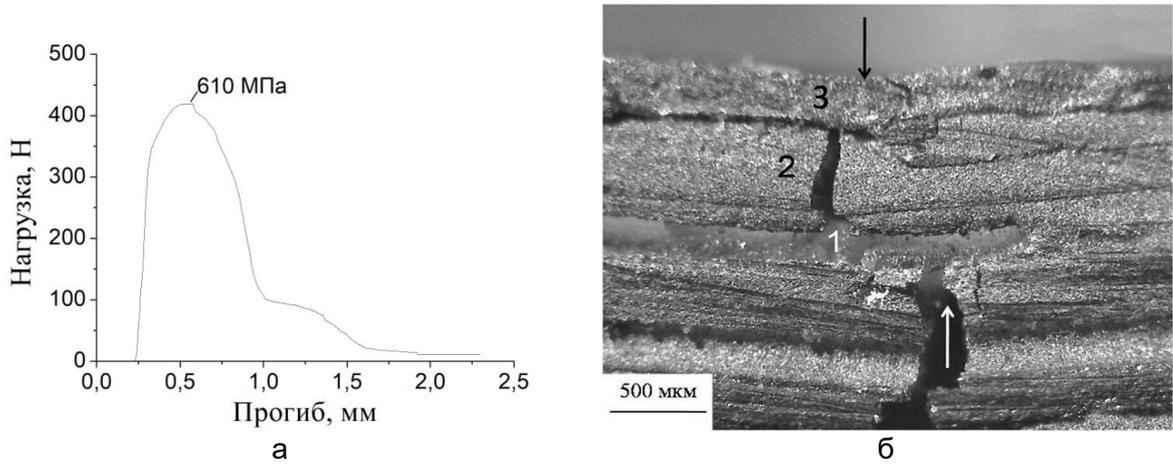


Рисунок 2 – Пример зависимости нагрузка – прогиб при испытаниях образца из слоисто-волоконистого $\text{Al}_2\text{O}_3/(\text{Mo-Al})$ композита (а), значение прочности образца указано в поле графика; б – участок образца (вид сбоку) образца после испытаний: 1 – волокно сапфира Al_2O_3 , 2 – слой матрицы, сформировавшийся из исходного порошка молибдена, 3 – слой матрицы, сформировавшийся из исходной молибденовой фольги, черная стрелка указывает направление приложения нагрузки, белая стрелка – направление распространения макротрещины

Образцы были испытаны на прочность при температурах 20 – 1400 °С. Результаты испытаний показаны на рисунке 3: на рисунке 3а – зависимость прочности образцов от температуры, а на рисунке 3б – зависимость прогиба одного из образцов от нагрузки. Вид кривой деформирования образца указывает на наличие пластической деформации, в значительной степени определяемой пластичностью молибдена при температуре 1400 °С и превышающей деформацию при комнатной температуре (рисунок 2а).

В результате испытаний образцов получены значения прочности 500 ± 110 МПа при комнатной температуре, что практически в два раза выше прочности молибденового сплава ЦМ-2А (290 МПа) [5]. Определены также значения эффективной поверхностной энергии разрушения $(16.6 \pm 5.8) \cdot 10^3$ Дж/м² по методике [6], в значительной степени характеризующие сопротивление материала разрушению.

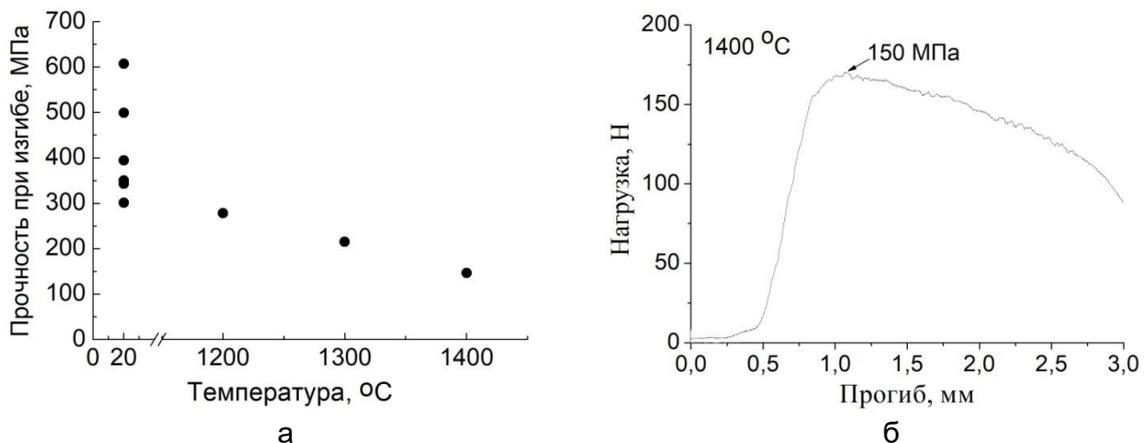


Рисунок 3 – Результаты испытаний образцов $\text{Al}_2\text{O}_3/(\text{Mo-Al})$ композита: зависимость прочности от температуры в диапазоне 20 – 1400 °С (а); б – пример результата испытаний образца при температуре 1400 °С, – зависимость прогиба образца от нагрузки, значение прочности образца указано в поле графика

Работа выполнена в рамках госзадания Института физики твердого тела РАН при частичном финансировании Российским фондом фундаментальных исследований (проект 20-03-00296).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. В.М Кийко, В.П. Коржов. Получение, структура и механические характеристики Mo–Si–W композита // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2019. № 5. С.62–69.

2. Коржов В.П., Кийко В.М., Желтякова И.С. Структура и механические свойства слоистых композитов из многокомпонентных ниобиевых сплавов и упрочняющих соединений кремния и углерода, полученных методом твердофазного спекания // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 5. С. 19–26.

3. Желтякова И.С., Коржов В.П., Кийко В.М., Прохоров Д.В. Прочность и трещиностойкость слоистых композитов Mo–Si–C // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 6. С. 10–14.

4. Kiiiko V.M., Korzhov V.P. The structure, heat resistance, and fracture toughness of the laminate composite based on niobium with boridosilicide strengthening // Journal of International Scientific Publications: Materials, Methods, and Technologies. 2017. V. 11. P. 28–37.

5. <https://yandex.ru/search/?text=прочность+молибденовых+сплавов&clid=2411726&lr=2193>.

6. Кийко В.М. Оценка эффективной поверхностной энергии материалов в условиях изгиба // IX Международная конференция "Фазовые превращения и прочность кристаллов", Черногловка. Сборник тезисов. 2016. С. 156.

ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА МЕТОДОМ СВС

Кулак М.М., Самолетов В.Г., Быша В.В.

*Институт технической акустики НАН Беларуси,
Витебск, Беларусь,
mmk_vit@tut.by*

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), открытый А.Г.Мержановым с соавторами в 1967 г., является высокоэффективным, энерго- и ресурсосберегающим методом производства широкого ряда соединений, таких как карбиды, нитриды, оксиды, гидриды, бориды, силициды, интерметаллиды, и т.д. Для СВС характерны высокая температура (1500–3500 °С в зависимости от состава шихты), высокая скорость горения (от 0.1 до 10 см/с для разных систем, большая скорость нагрева в волне горения (до 10^5 К/с), а также относительно быстрое охлаждение горячих продуктов (до 10^2 - 10^3 К/с в зависимости от внешних условий). Такие условия приводят к быстрому завершению гетерогенного взаимодействия: от 1 до ~10 с, в то время как печной синтез тех же соединений длится несколько часов даже при близкой температуре процесса. Из-за экстремальных условий, в волне СВС реализуются неравновесные механизмы взаимодействия, которые приводят к формированию уникальных структур конечного продукта и повышенных свойств. Эти же факторы сильно затрудняют изучение механизмов фазо- и структурообразования в волне СВС. Недостаток СВС-процессов состоит в том, что они обычно протекают в узкой области параметров (размер исходных частиц, состав, относительная плотность образца и др.), и ими невозможно управлять после инициирования. Поэтому актуальной проблемой является создание новых СВС-процессов с точки зрения влияния на структуру и свойства получаемых материалов. Для системы, находящейся в неравновесном состоянии, даже слабое воздействие может существенно изменить ее состояние. Эффективным способом воздействия является использование ультразвуковых колебаний (УЗК). В литературе имеется ряд работ по исследованию влияния УЗК на процесс СВС в классических системах титан-углерод (Ti-C) и титан-бор (Ti-B) [1-3]. Для этих систем получены некоторые данные по изменению характеристик горения и его концентрационных пределов при ультразвуковом воздействии.

Можно сделать вывод, что до настоящего времени закономерности структурообразования и формирования материалов тугоплавких соединений в режиме СВС и физических воздействий были мало изучены. Решение этих проблем представляет большой интерес, как с фундаментальной, так и прикладной точки зрения. Работы по анализу влияния УЗК на процессы СВС интерметаллидов системы титан-алюминий отсутствуют.

Сплавы на основе интерметаллидов Al–Ti представляют значительный интерес для авиационной, космической и автомобильной промышленности благодаря своим уникальным свойствам, таким как высокая температура плавления, низкая плотность, высокий модуль упругости, жаропрочность, стойкость к окислению. Для каждого типа материалов имеется своя температурная область, где их свойства наиболее полно соответствуют условиям эксплуатации. Для рабочих температур 500 – 900 °С наиболее перспективными являются материалы на основе интерметаллидов. Особое внимание уделяется алюминидам титана (TiAl, TiAl₃, Ti₃Al). Замечательный баланс свойств алюминидов титана, среди которых термодинамическая стабильность, высокая жаростойкость и жаропрочность в сочетании с низким удельным весом создают благоприятные перспективы для их применения в авиакосмической технике и энергетике.

В работе использовали порошки титана и алюминия марок ПТМ, ПТОМ-1 и ПАП-1 предварительно не менее 10 часов сушили в термостатированном шкафу при температуре 100 °С. Смешивание порошков осуществлялось в керамической ступке с последующим перемешиванием в смесителе собственной конструкции в течение 8

часов. Для увеличения механической прочности прессованных образцов в смесь порошков вводилась связка на основе клея 88 Н. Содержание связки не превышало 2 % от веса образца. Экспериментально установлено, что такое количество связки не приводит к изменению скорости и температуры горения.

Величину относительной плотности спрессованных образцов выбирали на основании литературных данных, основным критерием при выборе был максимум скорости горения для конкретной системы. Относительная плотность образцов составляла 0.6 - 0.65. Максимальную плотность рассчитывали по формуле [4]:

$$\rho_{MAX} = 1 / [a_{ME_1} / \rho_{ME_1} + b_{ME_2} / \rho_{ME_2} + c_C / \rho_C + \dots],$$

где a_{ME_1} , b_{ME_2} , c_C - массовые доли (в процентах) металлов и окислителя в смеси;

ρ_{ME_1} , ρ_{ME_2} , ρ_C - соответствующие плотности металлов и окислителя.

Далее из полученных смесей методом глухого прессования изготавливали образцы диаметром 30 мм. Образцы имели высоту 30-35 мм.

Синтез проводили в среде аргона при давлении 1 МПа. Начальная температура составляла 200 °С. Температуру нагрева контролировали хромель-алюмелевой термопарой. На данном этапе работ синтез проводили без наложения ультразвуковых колебаний на процесс СВС.

Как показал анализ результатов качественного рентгеноструктурного анализа продуктов синтеза в системе Ti+xAl в исследованных пределах изменения соотношения исходных компонентов в шихте (x=0,3; 1,0; 3,0) без УЗК на СВС-процесс в процессе горения синтезируются все фазы, известные по диаграмме состояния Ti-Al. При применении титана ПТМ в смесях Al + Ti образуется преимущественно алюминид титана состава AlTi (85 %) с небольшим количеством свободного титана, а также незначительным содержанием интерметаллидов Al₃Ti и AlTi₃; продукты горения состава 3Al + Ti состоят из 3 фаз: алюминид титана (Al₃Ti). Содержание Al₃Ti составляет ~90 %. В результате горения системы Al + 3Ti образуется преимущественно алюминид титана состава AlTi₃ (80 %) с небольшим количеством интерметаллида AlTi и свободного титана. Применение порошков титана ПТОМ приводит к увеличению содержания основных фаз и уменьшению содержания других интерметаллидов.

Для получения монофазных алюминидов титана необходимо для синтеза использовать порошки с более малым размером реагирующих компонентов.

Работа поддержана совместным проектом БРФФИ-НФЕНК-2022 № T22КИ-043.

ЛИТЕРАТУРА

1. Khina, B.B. Effect of ultrasound on combustion synthesis of composite material "TiC-metallic binder" / B.B.Khina, M.M.Kulak // Journal of Alloys and Compounds. – Elsevier Science. – 2013. – Vol. 578. – P. 595-601.

2. Kulak, M.M. Self-propagating high-temperature synthesis in the Ti-C-Ni-Mo system on application of powerful ultrasound / M.M.Kulak, B.B.Khina // Journal of Engineering Physics and Thermophysics. – March, 2014. – Vol. 87, № 2. – P.333-343.

3. Khina, B.B. Ultrasonic Field Impact on SHS / Boris B. Khina, Mikhail M. Kulak, Evgeny A. Levashov, Yury M. Maksimov // Encyclopedia of Self-Propagating High-Temperature Synthesis: History, Theory, Technology, and Products. Edited by I.Borovinskaya, A.Gromov, E.Levashov, Y.Maksimov, A.Mukasyan and A.Rogachev. – Elsevier Science. – 2017. – P. 411-413.

4. Боровинская, И.П. Безгазовое горение смесей порошков переходных металлов с бором / И.П. Боровинская [и др.] // ФГВ.– 1974.–Т. 10, № 1.– С. 4-15.

ВЛИЯНИЕ ИОНОВ УГЛЕРОДА РАЗЛИЧНОЙ КРАТНОСТИ НА РЕЖИМЫ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ЛАЗЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ОСАЖДЕНИЯ АЛМАЗОПОДОБНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОПОКРЫТИЙ

Гончаров В.К., Гусаков Г.А., Пузырев М.В.

Научно-исследовательское учреждение "Институт прикладных физических проблем им.А.Н.Севченко" Белорусского государственного университета
Минск, Беларусь, puzyrev@bsu.by

Введение

Основным преимуществом лазерно-плазменного нанесения нанопокровтий является стерильность, возможность получить плазму из любого вещества, находящегося в любом агрегатном состоянии.

Однако, у этого способа есть существенный недостаток. Для реализации различных режимов нанесения нанопокровтий необходимо изменять плотность мощности лазерного излучения как за счёт изменения энергии в лазерном импульсе, так и за счёт изменения фокусировки. К сожалению, динамический диапазон изменения энергии лазерного импульса у современных технологических лазеров невелик ($0,1 \div 0,5$ Дж), а современные оптомеханические системы для плавной регулировки фокусировки достаточно сложны, дороги и ненадежны.

С целью устранения этого было предложено в лазерно-плазменном источнике для нанесения нанопокровтий поместить между лазерной мишенью и подложкой сетку и, подавая отрицательный потенциал на сетку по отношению к мишени, после сетки можно получить поток заряженных частиц, состоящих преимущественно из ионов. Подавая на подложку отрицательный потенциал по отношению к сетке, можно регулировать скорость ионов в промежутке сетка - подложка [1]. Для того чтобы источники электрического поля в промежутке мишень - сетка и сетка - подложка были независимыми сетка должна быть заземлена.

Приборы и техника эксперимента.

Эксперименты проводились с помощью частотно – импульсного лазера Nd^{3+} : YAG TII LS-2137 фирмы «Lotis» с длиной волны $\lambda = 1064$ нм и длительностью импульса на полувысоте $\tau \approx 20$ нс. Исследования проводились в вакууме при давлении остаточных газов $\sim 10^{-3}$ Па. В качестве мишени использовался пиролитический графит марки УПВ – 1, для возможного получения алмазоподобных нанопокровтий. В качестве подложки использовались пластины из технической чистой меди.

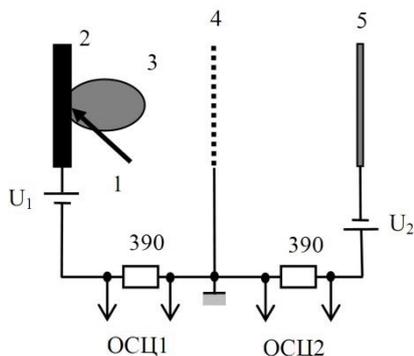


Рисунок 1 - Схема эксперимента:
1 — лазерное излучение; 2 — лазерная мишень; 3 — эрозионный факел; 4 — сетка; 5 — подложка; ОСЦ1 и ОСЦ2 — сигналы, снимаемые на первый и второй лучи осциллографа с сопротивлений нагрузки 390 Ом; U_1 и U_2 — независимые источники питания

Результаты и их обсуждение.

Были проведены эксперименты когда сетка располагалась на расстоянии 2,5 см от поверхности мишени. Расстояние мишень – подложка составляло 12 см. На сетку подавался отрицательный потенциал по отношению к мишени 2,5 В. Этого было достаточно для того, чтобы электроны этим полем тормозились и возвращались к мишени, а после сетки формировался поток заряженных частиц, состоящих преимущественно из ионов. При этом на подложку по отношению к сетке подавался отрицательный потенциал 100 В.

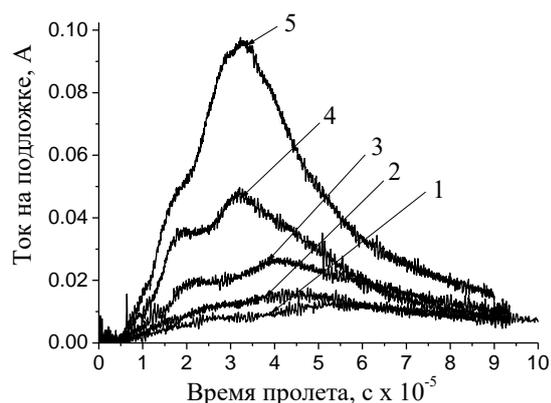


Рисунок 2 - Зависимость тока на подложке от времени при различных плотностях мощности воздействующего лазерного излучения на графитовую мишень УПВ-1: 1 - $1,75 \cdot 10^8$ Вт/см², 2 - $2,07 \cdot 10^8$ Вт/см², 3 - $3,02 \cdot 10^8$ Вт/см², 4 - $3,82 \cdot 10^8$ Вт/см², 5 - $4,93 \cdot 10^8$ Вт/см²

Рассмотрим процессы, происходящие в промежутке сетка – подложка.

Результаты экспериментов представлены на рис.2. Как видно из этого рисунка кривые ионного тока во времени при различных плотностях мощности имеют несколько горбов. Это объясняется тем, что в этих условиях в эрозионном лазерном факеле углерода имеются как однократно ионизированные атомы углерода С II, так и многократно ионизированные атомы углерода С III, С IV и возможно С V [2]. Так как к промежутку сетка – подложка приложен ускоряющий потенциал 100В, то ионы различной кратности к мишени приходят с различной скоростью. Основной пик импульса

ионного тока на подложке обусловлен приходом на подложку максимального количества однократных ионов С II.

Из рис.2 видно, что скорость ионов различной кратности увеличивается при увеличении плотности мощности воздействующего лазерного излучения.

Кроме экспериментов при постоянном потенциале (100В) в промежутке сетка – подложка, были проведены эксперименты при различных потенциалах в этом промежутке, но при постоянной плотности мощности воздействующего лазерного излучения. Результаты этих экспериментов представлены на рис.3.

На этом рисунке представлены передние фронты импульсов тока подложки при плотности мощности воздействующего на мишень лазерного излучения $1,75 \cdot 10^8$ Вт/см² при различных потенциалах электрического поля в промежутке сетка – подложка. Как видно из этого рисунка при увеличении потенциала в промежутке сетка – подложка задержка времени появления ионов на подложке уменьшается, следовательно, скорость ионов увеличивается.

Однако, это происходит только до достижения потенциала электрического поля ~ 100 В. Дальнейшее увеличение потенциала не приводит к уменьшению задержки появления на подложке ионного потока.

Замедление роста скорости ионного потока при потенциалах электрического поля более чем ~ 100 В можно объяснить тем, что при достижении определенной кинетической энергии ионов углерода с поверхности мишени может появиться обратный ток ионов за счет вторичной эмиссии. Оценку этого можно провести по теории Зигмунда в режиме первичного прямого выбивания [3].

Оценки коэффициента вторичной эмиссии по теории Зигмунда показывают, что для однократно ионизованного атома углерода СII при потенциале электрического поля в промежутке сетка – подложка 100В при плотности мощности воздействующего лазерного излучения $1,75 \cdot 10^8$ Вт/см² оставляет 0,56. В этих же условиях для двукратно ионизированного атома углерода СIII он составляет 1, то есть 100%, а для трехкратно ионизированного CIV – 1,6. В этом случае заряд иона существенно влияет на коэффициент распыления, при увеличении ионизации атома углерода из-за влияния заряда иона увеличивается энергия иона и как следствие коэффициент распыления. С другой стороны на величину коэффициента распыления значительное влияние оказывает величина потенциала электрического поля в промежутке сетка – подложка. Для двукратно ионизированного атома углерода СIII при потенциале электрического поля 25В коэффициент распыления составляет 0,024, то есть менее

2,5 %, а при 400В достигает 2,2, то есть один падающий на подложку ион выбивает два и более ионов.

Заключение

Таким образом, при малых энергиях падающих на поверхность подложки ионов, импульс тока ионов пропорционален их скорости и концентрации и при увеличении потенциала электрического поля в промежутке сетка – подложка увеличивается и скорость ионного потока. При достижении энергии ионов, падающих на поверхность подложки значения, превышающего поверхностный потенциал появляется вторичная ионная эмиссия, то есть происходит распыление поверхности подложки. В этом случае с поверхности подложки формируется обратный ток вторичных ионов, которые частично компенсируют значения прямого ионного тока. А так как на переднем фронте первичного ионного тока ионы имеют наибольшую скорость за счет ионов большей кратности ионизации (см. рис.5), то и влияние на величину общего ионного тока в промежутке сетка – подложка особенно значительное происходит в начале импульса общего ионного тока. Результаты этих экспериментов позволяют определить два режима обработки поверхности подложки. При значительных величинах

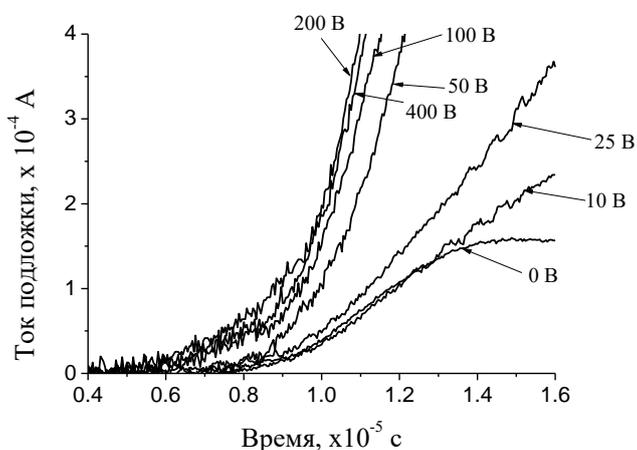


Рисунок 3 - Зависимость тока на подложке от времени при плотности мощности воздействующего лазерного излучения $1,75 \cdot 10^8$ Вт/см² и различных ускоряющих потенциалах между сеткой и подложкой.

электрического поля в промежутке сетка – подложка можно очистить поверхность подложки за счет ионного травления. При малых значениях электрического поля можно проводить нанесение материала лазерной мишени на поверхность подложки, что позволит получить высокоадгезионные алмазоподобные нанопокртия на различные материалы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Устройство управления параметрами эрозионного лазерного факела в вакууме для осаждения наноструктурированных покрытий на различные материалы пат. 12575 Респ. Беларусь МПК С 23С 14/00 (2006.01), С 23С 28/00 (2006.01) / Гончаров В.К., Пузырев М.В., Ступакевич В.Ю., заявитель Научно-исследовательское учреждение "Институт прикладных физических проблем им. А.Н.Севченко" Белорусского государственного университета заявл. 16.01.2020; опубл. 30.04.2021 // Афіцыйны бюл. Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2021. – № 2. – С. 72.
2. В.К.Гончаров, В.К. Динамика свечения спектральных линий углерода лазерной плазмы в вакууме / В.К.Гончаров, М.В.Пузырев, В.Ю.Ступакевич // Современные средства диагностики плазмы и их применение: сб.тез.докл. X Конференции, Москва, Россия, 14-16 ноября 2016 / НИЯУ МИФИ; ред.кол.: В.А.Курнаев [и др.]. - Москва, 2016. – С.126 -129.
3. Зигмунд П. Распыление ионной бомбардировкой: в Распыление твердых тел ионной бомбардировкой / Под. Ред. Р. Бериша. - Москва: Мир. - 1984. - С. 55, 75.

КОНТРОЛЬ ЗА СОСТОЯНИЕМ МЕТАЛЛА КОРПУСА ЯДЕРНОГО РЕАКТОРА В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Жилинская Е.В., Нагула П.К.
ГНУ "ОИЭЯИ – Сосны" НАН Беларуси,
Минск, Беларусь,
zhilinskaya.e@sosny.bas-net.by

Введение

Корпус ядерного реактора типа ВВЭР является одним из основных барьеров, препятствующих выходу радиоактивных продуктов деления в окружающую среду. В связи с этим, сохранение целостности корпуса реактора в течение всего назначенного срока службы является одним из основных условий обеспечения надежной и безопасной эксплуатации реакторной установки.

Корпус реактора является сосудом высокого давления. Рабочее давление в реакторе – 17,64 МПа, температура теплоносителя на выходе из реактора – 328,6 °С, масса корпуса реактора – 333600 кг, срок службы для Белорусской АЭС – 60 лет.

В связи с тем, что предсказать охрупчивание материалов при продолжительном воздействии температуры и нейтронного излучения невозможно, единственным способом реального определения степени охрупчивания материалов корпуса реактора и запаса их надежной эксплуатации является контроль изменения свойств металла с использованием образцов-свидетелей.

С помощью образцов-свидетелей контролируются изменения механических свойств (временное сопротивление, предел текучести, относительное удлинение, относительное сужение), характеристики сопротивления хрупкому разрушению (критическая температура хрупкости, вязкость разрушения или критическое раскрытие трещины) под влиянием эксплуатационных факторов.

Образцы-свидетели

В состав образцов-свидетелей входят контрольные комплекты, облучаемые комплекты, температурные комплекты и комплекты нейтронно-активационных индикаторов и индикаторов температуры облучения (наборы плавких мониторов температуры и алмазные индикаторы).

Контрольные комплекты (обозначаемые индексом «К») предназначены для изучения свойств основного металла, металла сварного шва и зоны термического влияния в необлученном (исходном) состоянии.

Облучаемые комплекты (обозначаемые индексом «Л») предназначены для загрузки в реактор до начала эксплуатации атомных электростанций с целью установления совместного воздействия облучения и температуры на свойства материала корпуса реактора в процессе эксплуатации.

Температурные комплекты (обозначаемые индексом «М») предназначены для выявления теплового старения материалов корпуса и связанного с ним охрупчивания материалов при длительной эксплуатации атомной станции.

Для корпуса реактора ВВЭР-1200 предусмотрено 12 комплектов облучаемых образцов (1Л-12Л), 14 комплектов температурных образцов (1М-14М), 3 комплекта контрольных образцов (1К-3К) (для корпуса реактора с одним сварным швом, расположенным напротив активной зоны) или 4 комплекта контрольных образцов (1К-4К) (для корпуса реактора с двумя сварными швами, расположенным напротив активной зоны).

Образцы-свидетели размещаются в специальных герметичных контейнерах.

Комплекты с облучаемыми образцами-свидетелями устанавливаются на внутренней стенке корпуса реактора в местах, где значение плотности потока быстрых нейтронов на образцах-свидетелях составляет не более двух от максимальной плотности потока быстрых нейтронов на внутренней поверхности корпуса, при этом

разница плотности потока быстрых нейтронов по образцам контейнерной сборки не должна превышать 20 %.

Комплекты температурных образцов-свидетелей размещаются на верхней плите блока защитных труб внутрикорпусных устройств в зоне с температурой теплоносителя на выходе из реактора. Комплекты контрольных образцов-свидетелей не загружаются в реактор и хранятся на АЭС вне зоны воздействия облучения и высокой температуры в сухом отапливаемом помещении.

На рисунке 1 показаны общий вид корпуса реактора и схема установки контейнеров с образцами-свидетелями.

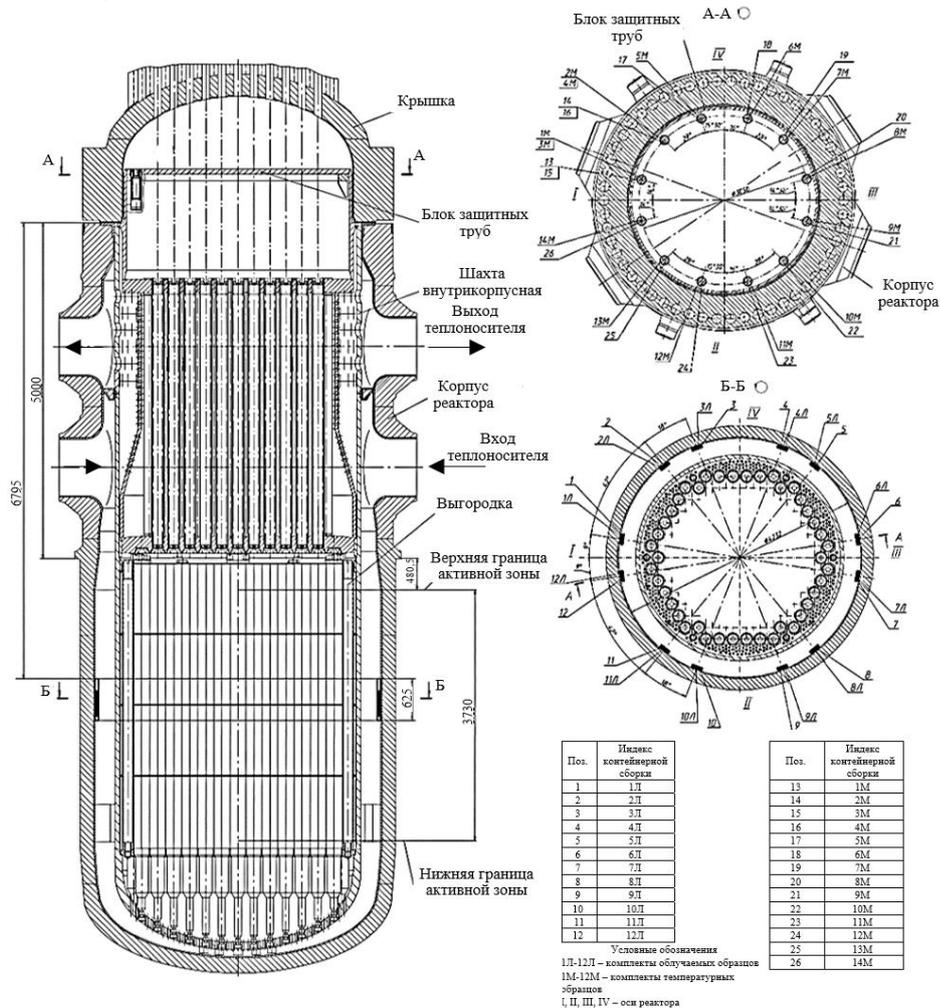


Рисунок 1 – Расположение контейнеров с образцами-свидетелями в реакторе ВВЭР-1200

Изготовление образцов-свидетелей

Материалом для облучаемых образцов-свидетелей основного металла является металл пробного кольца, отрезаемого из припуска одной из обечаек корпуса реактора, расположенных напротив активной зоны. Термическая обработка припуска должна быть идентична фактическому режиму термической обработки обечайки в составе корпуса реактора.

Материалом для температурных образцов-свидетелей основного металла является металл пробного кольца, отрезаемого из припуска обечайки верхней зоны патрубков корпуса реактора и металл обечаек из которых изготавливаются облучаемые образцы-свидетели.

Материалом для образцов-свидетелей сварного шва и зоны термического влияния является кольцевая сварная проба, изготовленная путем сварки двух колец той же толщины, по той же разделке, при тех же режимах и методах сварки, теми же

исполнителями, с применением сварочных материалов той же партии, что и сварной шов обечайки верхней зоны патрубков и фланца корпуса.

Кольцевая сварная проба подвергается тому же комплексу термических обработок, что и сварные швы корпуса реактора, расположенные напротив активной зоны.

Образцы-свидетели контрольных комплектов должны изготавливаться из того же металла заготовок, что облучаемые и температурные образцы-свидетели. В расширенный контрольный комплект (1К) входит металл заготовок от всех облучаемых обечаек корпуса реактора. Все образцы одного материала и одного типа всех комплектов должны быть изготовлены из одних и тех же слоев по толщине сварной пробы или припуска обечайки.

Комплекты образцов-свидетелей включают:

- образцы для испытаний на статическое растяжение. Используют образцы тип I в соответствии с ГОСТ 6996-66 (рисунок 2 а).

ГОСТ Р 50.05.12-2018 позволяет использовать малоразмерные образцы диаметром рабочей части 1,2 мм (рисунок 2 б);

- образцы для испытаний на ударный изгиб. Используют образцы

∴ тип 11 (рисунок 2, в) в соответствии с ГОСТ 9454-78 для основного металла,

∴ тип IX в соответствии с ГОСТ 6996-66 для металла сварного шва.

ГОСТ Р 50.05.12-2018 позволяет использовать малоразмерные образцы (рисунок 2 г) размерами 5х5х27,5 мм для ОМ и МСШ и 3х4х27 мм для ОМ;

- образцы для испытания на вязкость разрушения.

Для определения характеристик вязкости разрушения в качестве основного следует применять компактные прямоугольные образцы типа С(Т) (рисунок 2 д). При невозможности использовать для определения характеристик вязкости разрушения образцы типа С(Т) допускается использовать образцы типа SE(B)-10 (рисунок 2 е).

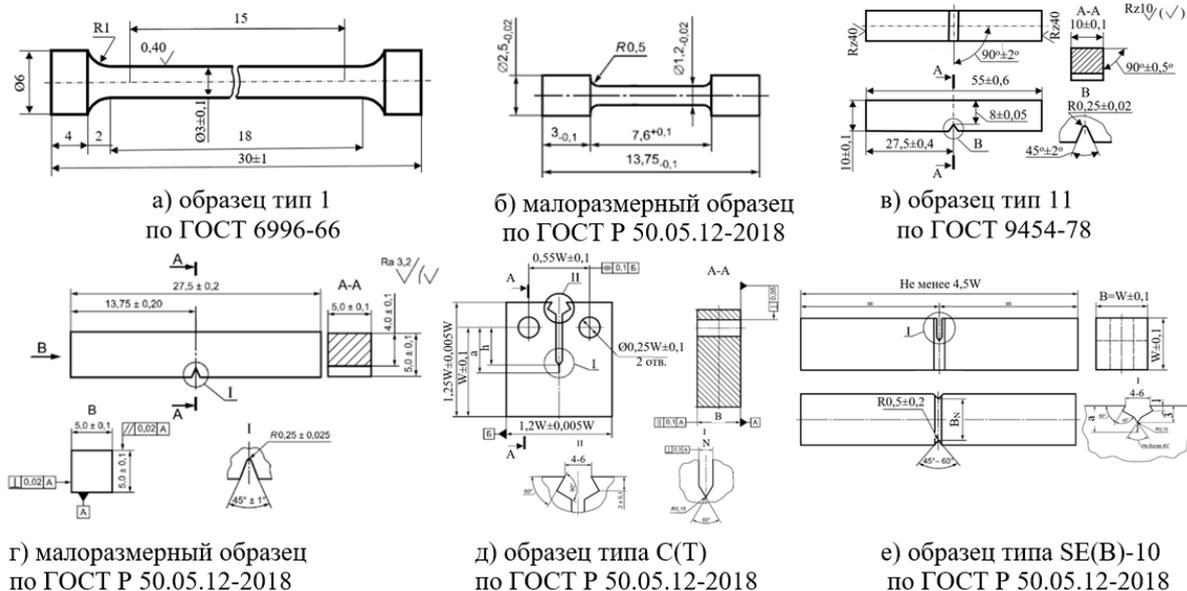


Рисунок 2 – Образцы-свидетели

Каждый комплект облучаемых образцов-свидетелей должен содержать все типы образцов каждого из материалов в количестве, достаточном для корректного определения критической температуры хрупкости, параметров температурной зависимости предела текучести и предела прочности и построения температурной зависимости коэффициента интенсивности напряжения.

ГОСТ 50.05.12-2018 для определения свойств материала в комплекте облучаемых образцов-свидетелей (для группы однородно облученных образцов) при каждой выгрузке предусматривает следующее количество образцов:

- на растяжение - не менее шести образцов основного металла (по три образца для каждой из двух температур испытаний - 20°C и 350°C) и не менее шести образцов металла сварного шва (по три образца для каждой из двух температур испытаний - 20°C и 350°C);

- на ударный изгиб - не менее 12 образцов основного металла, не менее 12 образцов металла сварного шва и не менее 12 образцов металла зоны термического влияния;

- для определения параметров вязкости разрушения - не менее 12 образцов основного металла и не менее 12 образцов металла сварного шва.

В соответствии с ГОСТ 50.05.12-2018 для определения свойств материала в исходном состоянии на контрольном комплекте образцов-свидетелей должно быть испытано следующее количество образцов:

- на растяжение - не менее 15 образцов основного металла (по три образца для каждой из пяти температур испытаний) и не менее 15 образцов металла сварного шва (по три образца для каждой из пяти температур испытаний);

- на ударный изгиб - не менее 12 образцов основного металла, не менее 12 образцов металла сварного шва и не менее 12 образцов металла зоны термического влияния;

- для определения параметров вязкости разрушения - не менее 12 образцов основного металла и не менее 12 образцов металла сварного шва.

При отсутствии возможности выполнения требований по количеству образцов для получения представительных характеристик металла корпуса реактора, находящегося в эксплуатации, следует использовать реконструированные или малоразмерные образцы.

Испытания одного комплекта должны обеспечить определение следующих характеристик:

- параметры температурной зависимости предела текучести и предела прочности;

- значение критической температуры хрупкости;

- параметры температурной зависимости вязкости разрушения;

- флюенс быстрых нейтронов;

- химический состав металла на образцах для элементов C, Si, Mn, Cr, Ni, Mo, Cu, S, P, V;

- значение твердости.

Испытания на статическое растяжение должны проводиться при температурах 20 и 350 °С. На основании результатов испытаний образцов на статическое растяжение строят температурную зависимость предела текучести.

Испытания на ударный изгиб проводятся с целью определения критической температуры хрупкости в исходном состоянии и ее сдвига после воздействия эксплуатационных факторов. Определение величин сдвига критической температуры хрупкости материала вследствие влияния облучения и температуры является основой для расчета эффектов от облучения и температуры.

Испытания на вязкость разрушения должны проводиться с целью определения температурных зависимостей характеристик трещиностойкости (K_{IC}) до и после воздействия эксплуатационных факторов и установления соответствующих сдвигов.

Извлечение образцов-свидетелей из реактора

Комплекты облучаемых образцов-свидетелей следует извлекать из корпуса реактора не реже, чем один раз в десять лет.

Для ВВЭР-1200 сроки выгрузки облучаемых образцов-свидетелей:

- первая выгрузка (комплект 1Л) – через 9 лет после начала эксплуатации;
- вторая выгрузка (комплект 2Л) – через 17 лет после начала эксплуатации;
- третья выгрузка (комплект 3Л) – через 25 лет после начала эксплуатации;
- четвертая выгрузка (комплект 4Л) – через 33 года после начала эксплуатации;
- пятая выгрузка (комплект 5Л и 6Л) – через 41 лет после начала эксплуатации;
- шестая выгрузка (комплект 7Л) – через 49 лет после начала эксплуатации;
- для комплектов 8Л-12Л сроки выгрузки определяются по результатам исследований предыдущих комплектов.

Извлечение облучаемых образцов-свидетелей должно совмещаться во времени с освидетельствованием корпуса при извлеченной шахте внутрикорпусной. При каждой выгрузке может извлекаться как один, так и два облучаемых комплекта образцов-свидетелей.

Для ВВЭР-1200 сроки выгрузки температурных образцов-свидетелей:

- первая выгрузка (комплект 1М) – через 1 год после начала эксплуатации;
- вторая выгрузка (комплект 2М) – через 3 года после начала эксплуатации;
- третья выгрузка (комплект 3М) – через 6 лет после начала эксплуатации (комплект 3М устанавливается на место комплекта 1М через год после начала эксплуатации, т.е. в реакторе он находится до извлечения 5 лет);
- четвертая выгрузка (комплект 4М) – через 10 лет после начала эксплуатации (комплект 4М устанавливается на место комплекта 2М через 3 года после начала эксплуатации, т.е. в реакторе он находится до извлечения 7 лет);
- пятая выгрузка (комплект 5М) и последующие извлекаются в те же сроки, что и облучаемые комплекты образцов-свидетелей;

Контейнеры с температурными образцами-свидетелями должны извлекаться из блока защитных труб в период останова для перегрузки ядерного топлива.

Первый контрольный комплект (1К) должен подвергаться испытаниям вместе с первым температурным комплектом.

Следует отметить, что образцы-свидетели после извлечения из реактора обладают наведенной активностью. Все исследования должны проводиться в специальных лабораторных условиях.

Обеспечение контроля температуры и флюенса нейтронов

Флюенс быстрых нейтронов определяется на основе экспериментальных данных, полученных при исследовании образцов-свидетелей.

Экспериментальными данными, используемыми для определения флюенса быстрых нейтронов, воздействующих на облучаемые образцы, являются активности нейтронно-активационных индикаторов (НАИ), расположенных внутри контейнеров с образцами-свидетелями и, при необходимости, активности изотопа ^{54}Mn , образовавшегося в материале образцов-свидетелей по реакции $^{54}\text{Fe}(n,p)^{54}\text{Mn}$ при облучении.

В качестве нейтронно-активационных индикаторов используются материалы, содержащие изотопы ^{54}Fe , ^{63}Cu и ниобий.

В каждый контейнер облучаемых образцов-свидетелей устанавливается шесть наборов (капсул) с НАИ (18 индикаторов). Наборы НАИ размещаются в отверстиях образцов для испытания на вязкость разрушения.

В качестве индикатора определения температуры облучения применяется набор плавких мониторов температуры (ПМТ). В качестве ПМТ используются материалы, имеющие фиксированную температуру плавления. В каждый контейнер с образцами-свидетелями устанавливается один набор ПМТ из шести материалов (6 индикаторов). В контейнере с облучаемыми образцами-свидетелями ПМТ располагаются в отверстиях, выполненных на верхней боковой грани образцов для испытания на вязкость разрушения. В контейнере с температурными образцами-свидетелями ПМТ располагаются в стальной вставке в верхней части заполнителя контейнера.

Наряду с ПМТ используются алмазные индикаторы. Алмазный индикатор помещается в капсулу из алюминиевого сплава. В каждый контейнер с образцами-свидетелями устанавливается два алмазных индикатора в отверстиях образцов для испытания на вязкость разрушения.

Программы контроля металла по образцам-свидетелям применяются для корпусов реакторов любого типа во всем мире.

Программы контроля западных фирм, таких как BABCOCK & WILCOX, COMBUSTION ENGINEERING (C-E), WESTINGHOUSE ELECTRIC CORPORATION, различаются конфигурацией контейнеров с образцами-свидетелями, их расположением в корпусе реактора, применяемыми мониторами нейтронного потока и температуры, типом и количеством образцов в контейнерах. Однако по ключевым вопросам все программы контроля металла корпуса реактора идентичны.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. АЭС-2006 Нововоронежская АЭС-2. Образцы-свидетели. Программа контроля свойств металла корпуса реактора в процессе эксплуатации по образцам-свидетелям. ОКБ «Гидропресс», 2013.
2. Комолов В.М. и др. Контроль свойств металла корпуса реактора РУ с ВВЭР в процессе эксплуатации по образцам-свидетелям. Пути развития. ОКБ «Гидропресс».
3. ГОСТ 6996-66 Сварные соединения. Методы определения механических свойств.
4. ГОСТ 9454-78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах.
5. ГОСТ Р 50.05.12-2018 Система оценки соответствия в области использования атомной энергии. Оценка соответствия в форме контроля. Контроль радиационного охрупчивания корпуса реактора атомной станции.

**ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА
БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА ZK60**

Мягих П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л.
*Научно-исследовательский институт прогрессивных технологий,
Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия
feanorhao@gmail.com*

Введение

Магний и его сплавы последние несколько десятилетий вызывают активный интерес научного сообщества. В авиакосмической отрасли магниевые сплавы нашли свое применение в качестве конструкционных приложений за счет высокой удельной прочности, а в медицине – за счет удачного сочетания комплекса свойств: высоких механических характеристик, биосовместимости и способности растворяться в организме, не нанося вреда здоровью. В силу этого магниевые сплавы стали одними из самых перспективных материалов для создания саморастворяющихся хирургических имплантатов. Появление подобных изделий поможет избежать риски, связанные с операцией по извлечению имплантата. Материалы столь ответственного назначения должны быть исследованы максимально детально: помимо количественных показателей коррозии, таких как скорость коррозии, необходимо изучить динамику и стадийность накопления коррозионных повреждений. С этой целью важно научиться применять современные in-situ методы, позволяющие получать необходимую информацию прямо во время эксперимента. В данной работе с применением одновременно двух in-situ методов исследования скорости коррозии: по выходу водорода и с помощью видеомониторинга поверхности образца, - было исследовано влияние размера зерна на коррозионную стойкость на примере сплава ZK60.

Материалы и методика

В качестве основного материала был использован популярный магниевый сплав ZK60 (отечественный аналог – МА14). В состоянии поставки сплав представлял собой экструдированный пруток диаметром 25 мм со средним размером зерна ~3 мкм (рис. 1а). После отжига в течение 48 часов при температуре 450 °С в аргоне размер зерна был искусственно увеличен до ~30 мкм (рис. 1б), т.е. на порядок.

Из сплавов в поперечном направлении прутка из его середины на электроэрозионном станке с ЧПУ Sodick AG400L LN2W были вырезаны плоские прямоугольные пластины 15×10×2 мм с отверстием Ø1 мм в верхней части, которое служило для его подвешивания. Образцы зачищали на наждачной бумаге #2500 на сухую, промывали в этаноле с применением ультразвуковой ванны, сушили потоком холодного воздуха и взвешивали с точностью до 0,0001 г. Коррозионные испытания заключались в выдержке в течение 7 дней при температуре 37 °С в растворе Хэнкса (8 г/л NaCl; 0,185 г/л CaCl₂*2H₂O; 0,4 г/л KCl; 0,06 г/л KH₂PO₄; 0,1 г/л MgCl₂*6 H₂O; 0,06 г/л MgSO₄*7H₂O; 0,48 г/л Na₂HPO₄*12H₂O; 0,35 г/л NaHCO₃; 1 г/л D-Глюкоза). Во время испытания осуществлялось перемешивание среды посредством перистальтического насоса и автоматическая коррекция pH путем замены части коррозионного раствора на свежий. Таким образом pH поддерживался на уровне 7,2-7,6. Образец подвешивался в коррозионной ячейке вертикально на стекловолкне, над ним устанавливалась мерная бюретка для сбора выделившегося водорода. При коррозии магния в водных растворах солей количество газообразного водорода выделяется пропорциональное количеству растворившегося магния, что дает возможность посчитать скорость коррозии. Кроме того, скорость коррозии определяли альтернативным

гравиметрическим (по потере массы) методом. Для этого образцы взвешивали до и после испытания. После испытания с поверхности образца удаляли продукты коррозии согласно ГОСТ Р 9.907-2007 путем погружения в раствор С.5.4 (200 г CrO_3 , 10 г AgNO_3 , 1000 мл H_2O) в ультразвуковой ванне. Напротив образца устанавливалась камера для видеомониторинга его поверхности.

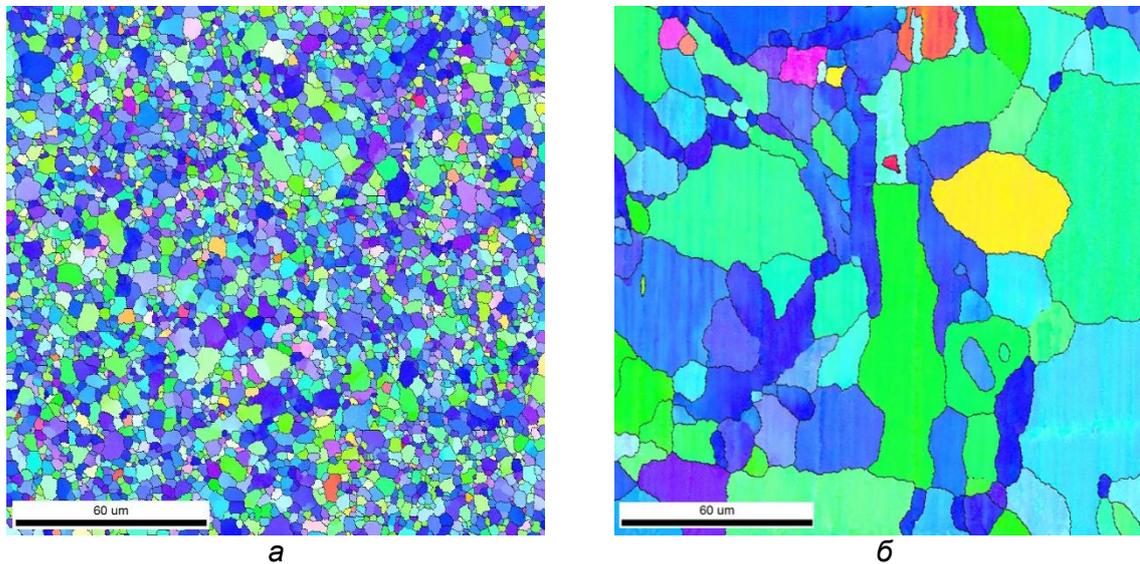


Рисунок 1 – Структура сплава ZK60 (EBSD-анализ) в экструдированном (а) и отожженном (б) состояниях

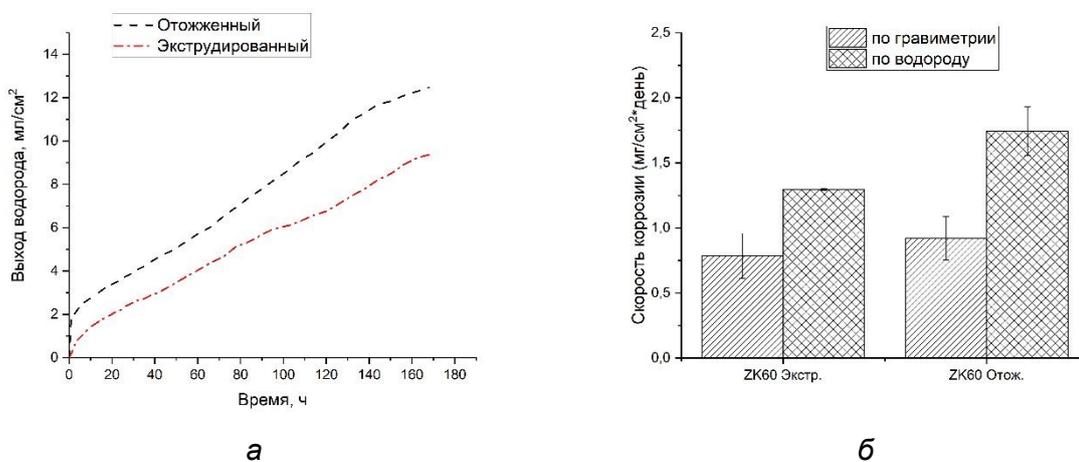


Рисунок 2 – Кривые выхода водорода (а), и скорости коррозии, определенные двумя методами (б)

Результаты показали, что скорость коррозии отожженного сплава несколько выше, чем экструдированного (рис. 2а), при этом в обоих случаях значения скорости коррозии, определенные гравиметрическим методом, оказались существенно выше, чем по выходу водорода (рис. 2б). Разница в показателях между двумя методами объясняется тем, что в процессе коррозии от образца могут отщепляться частицы металла, которые учитываются гравиметрическим методом, но не растворяются в среде с выделением водорода. Исходя из данных видеомониторинга (рис. 3) изменение размера зерна не влияет на стадийность появления и тип коррозионных повреждений, но количество язв глубиной более 500 мкм, в том числе и сквозных, на поверхности отожженного материала образовалось существенно больше.

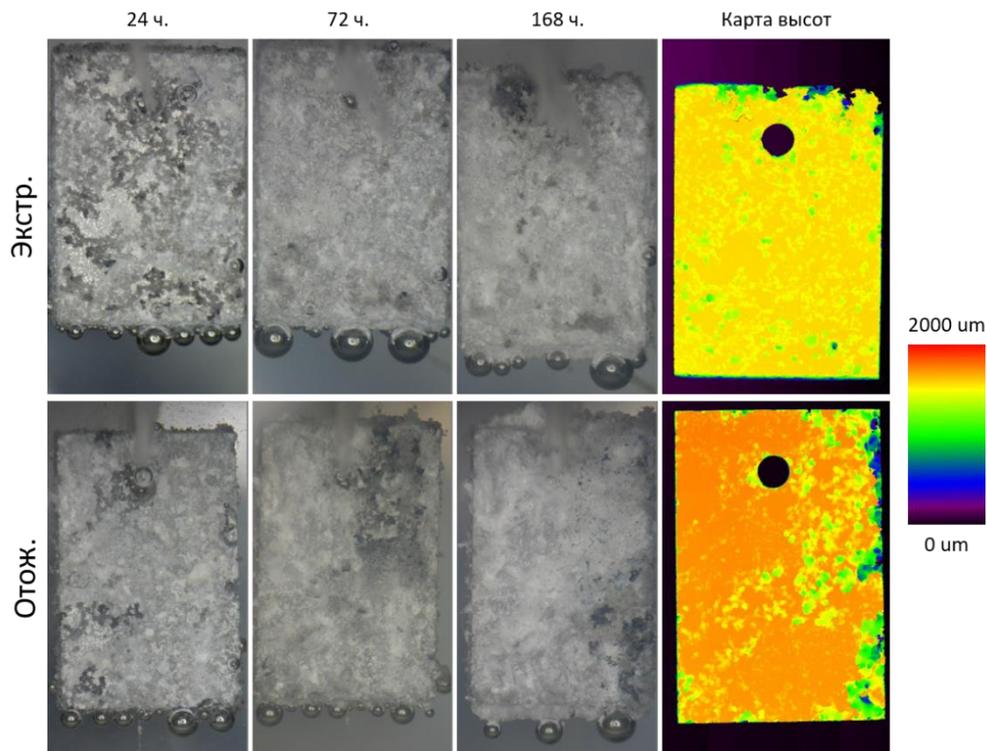


Рисунок 3 – Снимки образца после 24, 72 и 168 часов эксперимента, а также карты высот после снятия продуктов коррозии

Выводы

Увеличение среднего зерна в сплаве ZK60 на порядок оказывает влияние на количественные показатели скорости коррозии сплава: приводит к возрастанию общей скорости коррозии за счет большего вклада сосредоточенной коррозии (увеличения количества глубоких язв). В то же время, влияния размера зерна на стадийность и динамику коррозионного процесса для сплава ZK60 выявлено не было.

Благодарности

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90073.

НАНОСТРУКТУРНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ЛИТЕЙНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В.
 Институт технологии металлов НАН Беларуси,
 г. Могилев, Беларусь,
 E-mail: stetsenko.52@bk.ru

Литейные сплавы в основном состоят из двух компонентов A и B . Кристаллизация металлов является наноструктурным процессом [1]. Жидкие металлы в основном состоят из элементарных нанокристаллов и атомов [2]. Литейный сплав можно получить растворением твердого компонента B в жидком компоненте A . При этом атомы расплава взаимодействуют с атомами твердого вещества, образуя атомные комплексы. В результате компонент B распадается на элементарные нанокристаллы. При кристаллизации жидкого литейного сплава происходят реакции между нанокристаллами, между ними и атомами, между нанокристаллами и атомными комплексами.

Рассмотрим наноструктурные процессы, происходящие при кристаллизации литейных сплавов в интервале температур ликвидуса и солидуса. Формирование микрокристаллов компонента B ($B_{МК}$) происходит следующим образом. Сначала образуются структурообразующие нанокристаллы компонента B ($B_{СН}$) из элементарных нанокристаллов $B_{ЭН}$ и атомов B_a по следующей реакции:



Затем формируются центры кристаллизации компонента B ($B_{ЦК}$):



Заканчивается кристаллизация образованием $B_{МК}$ по следующей реакции:



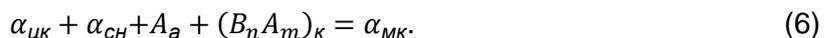
Формирование микрокристаллов $\alpha_{МК}$ на основе компонента A происходит следующим образом. Сначала образуются структурообразующие нанокристаллы $\alpha_{СН}$ из элементарных нанокристаллов компонента A ($A_{ЭН}$), атомов компонента A (A_a) и атомных комплексов $(B_n A_m)_К$ по следующей реакции:



Затем формируются центры кристаллизации $\alpha_{ЦК}$:



Заканчивается кристаллизация образованием $\alpha_{МК}$ по следующей реакции:



Формирование микрокристаллов $\beta_{МК}$ на основе компонента B происходит аналогично $\alpha_{МК}$. Сначала образуются структурообразующие нанокристаллы $\beta_{СН}$ из элементарных нанокристаллов компонента B ($B_{ЭН}$), свободных атомов компонента B (B_a) и атомных комплексов $(B_n A_m)_К$ по следующей реакции:



Затем формируются центры кристаллизации $\beta_{цк}$:



Заканчивается кристаллизация образованием $\beta_{МК}$ по следующей реакции:



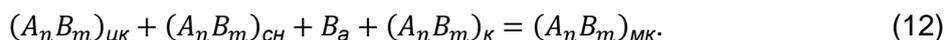
Формирование микрокристаллов интерметаллида $(A_n B_m)_{МК}$ происходит следующим образом. Сначала образуются структурообразующие нанокристаллы $(A_n B_m)_{сн}$ из $A_{эН}$, $B_{эН}$, B_a и атомных комплексов $(A_n B_m)_к$ по следующей реакции:



Затем формируются центры кристаллизации $(A_n B_m)_{цк}$:



Заканчивается кристаллизация образованием $(A_n B_m)_{МК}$ по следующей реакции:



Рассмотрим наноструктурные процессы, происходящие при эвтектической кристаллизации литейных сплавов. В этом случае формируются сразу два вида микрокристаллов. Если образуются $\alpha_{МК}$ и $B_{МК}$, то процесс кристаллизации происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы по реакциям (1) и (4). Затем образуются центры кристаллизации, согласно (2) и (5). Заканчивается процесс кристаллизации образованием $\alpha_{МК}$ и $B_{МК}$ по реакциям (3) и (6).

Эвтектическая кристаллизация с формированием $\alpha_{МК}$ и $\beta_{МК}$ происходит следующим образом. Сначала образуются структурообразующие нанокристаллы по реакциям (4) и (7). Затем формируются центры кристаллизации, согласно (2) и (8). Заканчивается процесс кристаллизации образованием $\alpha_{МК}$ и $\beta_{МК}$ по реакциям (3) и (9).

Эвтектическая кристаллизация с формированием $\alpha_{МК}$ и $(A_n B_m)_{МК}$ происходит следующим образом. Сначала образуются структурообразующие нанокристаллы по реакциям (4) и (10). Затем формируются центры кристаллизации, согласно (5) и (11). Закачивается кристаллизация образованием $\alpha_{МК}$ и $(A_n B_m)_{МК}$ по реакциям (6) и (12).

Примером служит наноструктурная кристаллизация эвтектического силумина. Его можно получить растворением кремния в жидком алюминии. Эвтектика формируется при кристаллизации расплава, содержащего 12 ат. % кремния. При плавлении алюминия происходит следующая реакция [2]:



где $Al_{МК}$, $Al_{эН}$, Al_a – микрокристаллы, элементарные нанокристаллы и атомы алюминия. При растворении кремния происходит следующая реакция, аналогичная (13):



где $Si_{МК}$, $Si_{эН}$, Si_a – микрокристаллы, элементарные нанокристаллы и свободные атомы кремния.

При растворении кремния в жидком алюминии происходит взаимодействие Al_a и Si_a с образованием алюминиево-кремниевых комплексов (АКК). В результате микрокристаллы кремния распадаются на $Si_{эН}$ и АКК по следующей реакции:

$$Si_{МК} + Al_a = Si_{ЭН} + АКК. \quad (15)$$

Образование микрокристаллов α -фазы ($\alpha_{МК}$) при эвтектической реакции происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы α -фазы ($\alpha_{СН}$) по следующей реакции:

$$Al_{ЭН} + Si_{ЭН} + АКК = \alpha_{СН}. \quad (16)$$

Затем образуются центры кристаллизации α -фазы ($\alpha_{ЦК}$):

$$\alpha_{СН} + АКК = \alpha_{ЦК}. \quad (17)$$

Заканчивается процесс формированием $\alpha_{МК}$ по следующей реакции:

$$\alpha_{ЦК} + \alpha_{СН} + АКК = \alpha_{МК}. \quad (18)$$

Образование микрокристаллов β_{Si} -фазы ($\beta_{МК}$) при эвтектической реакции происходит следующим образом. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы β_{Si} -фазы ($\beta_{СН}$) по следующей реакции:

$$Si_{ЭН} + Al_{ЭН} + АКК = \beta_{СН}. \quad (19)$$

Затем образуются центры кристаллизации β_{Si} -фазы ($\beta_{ЦК}$):

$$\beta_{СН} + АКК = \beta_{ЦК}. \quad (20)$$

Заканчивается процесс образованием $\beta_{МК}$ по следующей реакции:

$$\beta_{ЦК} + \beta_{СН} + АКК = \beta_{МК}. \quad (21)$$

Кристаллизация эвтектического силумина происходит по реакциям (16) – (21).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Марукович, Е.И. Наноструктурная кристаллизация металлов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // *Литье и металлургия*. – 2021. – № 2. – С. 23–26.
2. Марукович, Е.И. Наноструктурная теория металлических расплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // *Литье и металлургия*. – 2020. – № 3. – С. 7–9.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПЕСКА НА ДНО ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО СОСУДА ПРИ ОСЕВОЙ НАГРУЗКЕ

Антанович А.А.

*ФГБУН институт физики высоких давлений Российской Академии наук,
Москва, Троицк, Россия
antanov@hppi.troitsk.ru*

Сыпучие вещества, проявляющие в различных ситуациях свойства твердого тела, жидкости и даже газа, в настоящее время все больше привлекают внимание исследователей. Наиболее известным из сыпучих веществ является кварцевый песок (далее песок), который в «чистом» виде используется при строительстве железнодорожных и автомобильных дорог, фундаментов зданий и других сооружений для создания подушки, испытывающей значительные осевые нагрузки.

Кроме того, песок используется в качестве среды, передающей давление, в устройствах высокого давления для реализации самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, процессов пропитки и карбонизации под высоким давлением при производстве углерод-углеродных композиционных материалов, пропитки графита легкоплавкими металлами. Хорошо известно, что за счет сил внутреннего трения между отдельными частицами сыпучего вещества и сил трения между частицами вещества и стенками устройств, величина осевого давления, приложенного к поверхности сыпучего вещества, снижается с расстоянием от этой поверхности. Степень снижения давления в сыпучей массе предлагают оценивать [1] в соответствии с выражением

$$P_h = P_o \exp\left(-2f\xi \frac{h}{R}\right)$$

где P_o – давление на поверхности его приложения;

P_h – давление на глубине h от поверхности его приложения;

f – коэффициент трения сыпучей массы о стенки;

ξ – коэффициент бокового давления;

R – гидравлический радиус.

Коэффициенты f и ξ в приведенном выражении зависят от многих факторов сыпучей среды: размеров и формы частиц, их прочностных свойств, геометрии объема сыпучей массы, наличия примесей и их состава и др. Значения этих коэффициентов, приведенные в различных справочных изданиях, заметно разнятся между собой, поэтому приведенное выражение показывает больше качественное изменение давления в сыпучей среде, чем количественное. Кроме того, приведенное выражение не учитывает особенности, связанные с разрушением частиц сыпучих материалов при их применении в качестве среды, передающей высокие давления. В настоящей работе представлены результаты экспериментального исследования зависимости давления песка на дно цилиндрического сосуда при осевой нагрузке на поверхность песка в зависимости от высоты поверхности прикладываемой нагрузки.

Для проведения указанных экспериментов использовали аппарат высокого давления типа цилиндр-поршень, который был разработан для исследования процессов пропитки и карбонизации под высоким давлением в изостатической технологии получения углерод-углеродных композиционных материалов [2]. Отличительной особенностью аппарата является то, что его цилиндр состоит из отдельных стальных колец, поставленных друг на друга. Изменяя количество колец цилиндра, мы выбираем расстояние от плоскости приложения давления до датчиков давления, расположенных на опорной плите аппарата. При этом с целью обеспечения одноосного одностороннего сжатия в аппарате высокого давления был удален нижний поршень. В настоящей работе использовался один из вариантов аппарата высокого давления с внутренним диаметром 150 мм. Для изменения высоты при проведении

экспериментов применялись от одного до шести колец высотой 22,5 мм каждое. В качестве сыпучего материала использовался промышленный сухой кварцевый песок зернистостью 0,2-0,7 мм. Усилие на поршень аппарата передавалось с помощью гидравлического пресса. Для определения давления использовалась зависимость степени пластической деформации выбранного материала от прилагаемой нагрузки. В качестве датчика давления использовалась миниатюрная пресс-форма диаметром 10 мм и высотой плунжера 8 мм. Схема применяемого датчика давления приведена на рисунке 1.

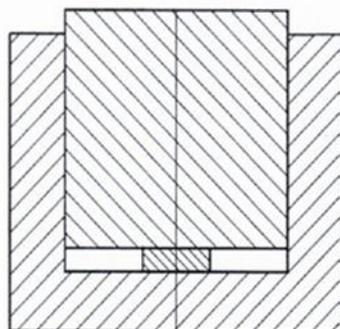


Рисунок 1 – Схема датчика давления

В качестве деформирующегося элемента использовали таблетку алюминия диаметром 5 мм, вырезанную из алюминиевого листа А5М толщиной 2 мм. Степень деформации таблетки ε определяли как отношение изменения толщины таблетки Δh к ее первоначальной толщине h_0 . Предварительно с помощью динамометров типа ДОСМ и гидравлического пресса определялась тарировочная зависимость степени пластической деформации таблетки от прилагаемого усилия пресса. Полученная тарировочная зависимость приведена на рисунке 2.

Измерение толщины таблетки до и после пластической деформации проводили с помощью микрометра с точностью 0,01 мм. В каждом эксперименте с различным количеством колец цилиндра аппарата высокого давления на опорную плиту устанавливалось три датчика давления: по оси цилиндра, на среднем радиусе и около внутренней поверхности кольца. После установки на опорной плите датчиков давления в цилиндр с выбранным количеством колец засыпался сухой просеянный кварцевый песок и с помощью поршня и гидравлического пресса на верхнюю поверхность песка оказывалось заданное давление. После завершения эксперимента аппарат высокого давления разбирался, из датчиков давления извлекались пластически деформированные алюминиевые таблетки, измерялась их толщина, по которой определялись оказанные на них усилия, и давление песка в плоскости верхних поверхностей плунжеров датчиков определялось как отношение полученного усилия к площади плунжера.

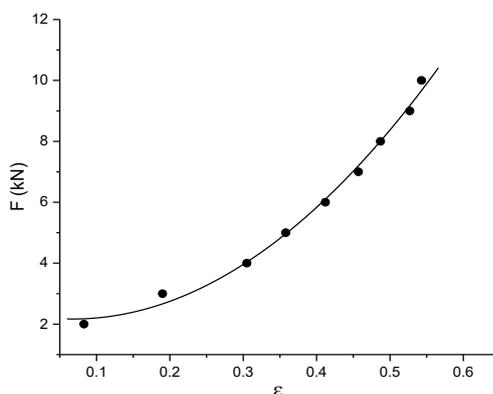


Рисунок 2 – Тарировочная зависимость

На рисунке 3 приведены полученные зависимости изменения давления песка с увеличением глубины и расстояния от оси цилиндра при давлении на верхнюю плоскость песка 50 МПа.

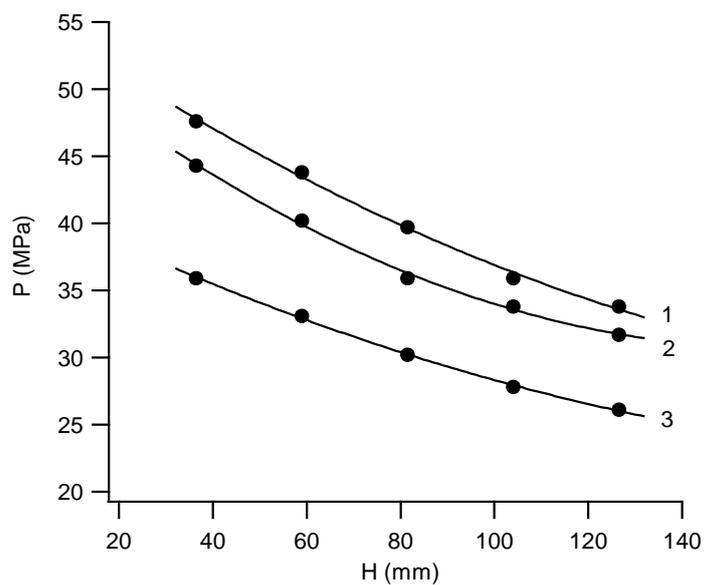


Рисунок 3

ЛИТЕРАТУРА

1. Химическая технология керамики: Учебное пособие для вузов. /Под ред. И.Я. Гузмана. – М.: ООО РИФ, «Стройматериалы». – 2003. – 496 с.
2. Антанович А.А., Колесников С.А. Изостатические технологии при изготовления углеродных конструкционных материалов. Глава 13 монографии «Перспективные материалы и технологии», 2017 г., Витебск, Беларусь, Часть 1, С. 203-216.

ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОГО ЭФФЕКТА НА УРОВНИ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ УГЛЕРОДНЫХ-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Антанович А.А.¹, Колесников С.А.²

¹ФГБУН Институт физики высоких давлений Российской Академии наук,
г. Троицк, Россия. antanov@hppi.troitsk.ru

²АО «НИИ конструкционных материалов на основе графита»,
г. Москва, Россия

Современные углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ) находят все большее применение в составе огнеупорных конструкций. Уровень механических характеристик, в первую очередь прочности и модуля упругости, этих материалов существенно повышен благодаря эффективному способу формирования углеродной матрицы - изостатической карбонизации при давлениях до 100 МПа и температуре до 750°C [1]. В результате достигается комплекс повышенных показателей свойств: прочностные и упругие характеристики на уровне алюминиевых сплавов при жаростойкости конструкционных графитов. Анализ работоспособности высокотемпературных узлов всегда основывается на результатах расчета теплового состояния изделия.

УУКМ содержат в своем составе углеродные компоненты с различными кристаллическими структурами и схемами армирования. Их сочетание создаёт широкий спектр технических возможностей в изготовлении высокотемпературных огнеупорных конструкций. Армирующие углеродные волокна, пронизывающие весь объём деталей, являются основным фактором формирования упругих и термических свойств материала. Дисперсная углеродная матрица отличается снижением в несколько раз коэффициента теплопроводности в широком интервале температур. Поэтому можно ожидать заметного влияния толщины теплозащитной детали из УУКМ на эффективную теплопроводность на пути теплового потока от горячей поверхности.

Оценку процесса торможения теплового потока в объём материала провели экспериментально. Коэффициенты теплопроводности углеродных материалов определяли на специальной установке [2] путем измерений величины теплового потока, пропускаемого через испытуемый образец и возникающего при этом перепада температур между рабочими поверхностями образца.

Исследовали уровни эффективного коэффициента теплопроводности для образцов углеродных материалов различной толщины H от 2 до 20 мм. В качестве образцов углеродных материалов исследовали изотропный конструкционный графит ГМЗ, пиролитический графит УПВ-1 и УУКМ различных схем стержневого армирования:

- одномерная схем армирования 1D, представляющая собственно стержень армирования в многомерно армированных УУКМ;
- трехмерная ортогональная схема армирования при расположении стержней армирования по осям куба;
- четырехмерная схема армирования при расположении стержней армирования по диагоналям куба.

Образцы пиролитического графита испытывали в направлении перпендикулярном плоскости его осаждения.

Результаты экспериментального определения коэффициента теплопроводности при комнатной температуре в Вт/(м·К) для образцов различной толщины. и схем армирования представлены в таблице 1.

Таблица 1.

Н, мм Материал	2	3	5	10	12	20
1 D	-	-	122.4	121.5	-	116.3
3 D	110.3	87.2	78.3	66.1	-	66.8
4 D	87.1	64.0	54.9	51.2	-	47.1
ГМЗ	-	-	-	-	137.8	140.3
Пирографит	2.08	2.09	-	2.10	-	-

Как видно из таблицы, для изотропного конструкционного графита ГМЗ при почти двукратном изменении размеров нет зависимости эффективной теплопроводности от толщины образца. Так же такая зависимость отсутствует для пиролитического графита при пятикратном изменении их толщины. Пиролитический графит является относительно наиболее высокотекстурированным углеродным материалом. Для одномерно армированного образца 1D в пределах погрешности метода (~10 %) не получили достоверного снижения теплопроводности с толщиной его образца. Полученный результат свидетельствует о значимой части теплового потока по объёму стержня

Для образцов объёмно армированных УУКМ зависимость эффективной теплопроводности с толщиной образца является сильно выраженной. Можно полагать, что по мере увеличения толщины образца всё более часто встречающиеся поры на пути теплового потока снижают его интенсивность, но всё менее эффективно с увеличением толщины образца. Можно отметить так же, что для относительно более разориентированной схемы четырехмерного армирования 4D в тонких образцах композита их теплопроводность не достигает наибольших величин, найденных для одномерной схемы армирования 1D и композитов с трёхмерной схемой 3D армирования.

Полученные результаты могут быть использованы при выборе углеродных материалов для конструирования огнеупорных конструкций.

ЛИТЕРАТУРА

1. Антанович А.А., Колесников С.А. Изостатические технологии при изготовления углеродных конструкционных материалов. Глава 13 монографии «Перспективные материалы и технологии», 2017 г., Витебск, Беларусь, Часть 1, С. 203-216.

2. С.А.Колесников, Л.В.Ким, В.А.Воронцов, А.К.Проценко, Е.Г.Чеблакова. Исследование формирования теплофизических характеристик объёмно-армированных углерод-углеродных композиционных материалов // Новые огнеупоры. – 2017. - № 8. – С. 45 – 56.

**СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ВАКУУМНЫХ
КОНДЕНСАТОВ CU-MO**

**Рябоштан В.А.^а, Зубков А.И.^а, Жадько М.А.^а, Луценко Е.В.^б, Борисенко В.Е.^а,
Кулешова К.В.^а**

^аНациональный технический университет “Харьковский политехнический институт”, г. Харьков, Украина

^бНациональный научный центр Харьковский физико-технический институт, г. Харьков, Украина
obibobbivalkinobi@gmail.com

Вакуумно-плазменные технологии позволяют получать сплавы и композиционные материалы в виде пленок, фольг порошков, листов толщиной примерно ~10 мкм без ограничений элементного состава с широким спектром структурных состояний и функциональных свойств. Примером таких объектов являются металлы бинарной системы Cu-Mo, в которой отсутствуют химические соединения и взаимная растворимость компонентов в равновесных условиях как в жидком, так и в твердом состояниях. Поэтому их не получают методами плавки и литья. Изучению структуры и различных свойств конденсатов Cu-Mo посвящено много работ, например [1]. Вместе с тем имеющаяся информация о взаимосвязи их элементного состава и структурно-фазового состояния с достигнутым уровнем и оптимальным сочетанием прочностных и электропроводящих свойств является недостаточной. В этой связи данная работа посвящена дальнейшему изучению указанной проблемы.

Объектами исследований являлись фольги Cu-0,3ат%Mo толщиной до 50 мкм, полученные электронно-лучевым испарением компонентов в вакууме ~10⁻³ Па. Изучали конденсаты, как в исходном состоянии, так и после изотермических отжигов, проводимых при 650^oC в диапазоне от 15 минут до 2х часов. Структуру изучали методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии. Содержание молибдена регистрировали рентгеноспектральным анализом. Прочностные свойства определяли в режиме активного растяжения.

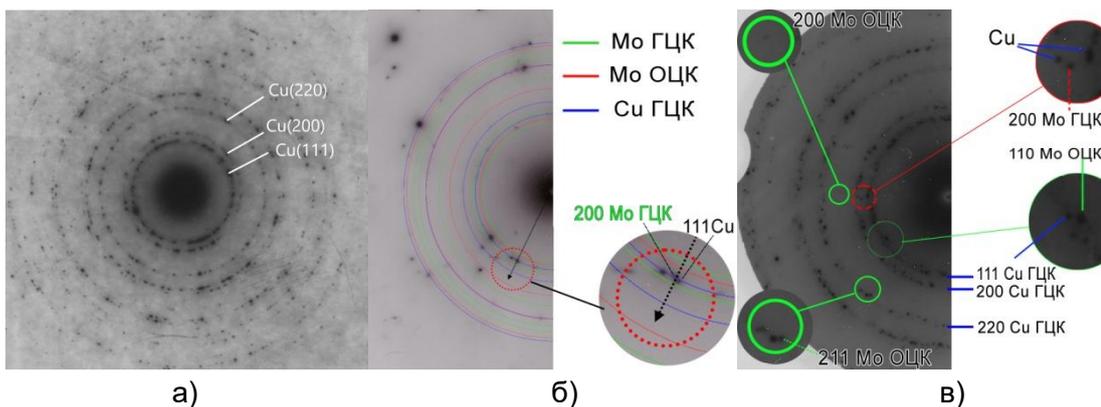


Рисунок 1 — Электронограммы образца Cu-0,3ат%Mo в исходном (а) и после изотермического отжига в течение 15 мин (б) и 30 мин (в)

В исходном конденсированном состоянии структура изучаемых объектов является однофазной. Об этом свидетельствуют электронограммы, на которых наблюдаются дифракционные рефлекссы, принадлежащие только ГЦК кристаллической решетке меди (рис 1.а)

Характер зеренной структуры и десятикратное снижение величины зерна конденсатов Cu-0,3ат%Mo по сравнению с однокомпонентной медью, полученной в аналогичных условиях, свидетельствуют о наличии зернограничных сегрегаций атомов молибдена, блокирующих рост зерен матричного металла при формировании объема

конденсата [2]. Матрица объектов исследования является пересыщенным аномальным раствором молибдена в меди, на что указывают повышенные значения удельного электросопротивления (ρ) и периода ГЦК решетки меди (а).

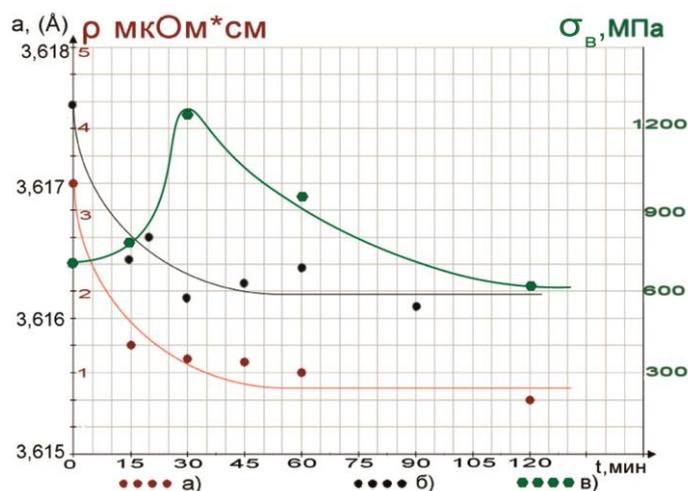


Рисунок 2 - Зависимость периода решетки (а), удельного электросопротивления (б) и предела прочности (в)

Отжиг приводит к распаду аномального пересыщенного раствора молибдена в меди и соответственно к снижению удельного электросопротивления и периода кристаллической решетки медной матрицы (рис 2). Необходимо отметить, что этот процесс является необратимым в отличие от стареющих сплавов металлургического происхождения, поскольку обратного растворения частиц молибдена в медной матрице не происходит при нагреве до температуры плавления меди.

На электронно-микроскопических изображениях отожженных образцов наблюдается характерный контраст от частиц молибдена, находящих как внутри, так и на границах медной матрицы (рис 3). На электронограммах присутствуют дифракционные рефлекссы, принадлежащие как равновесной ОЦК, так и неравновесной ГЦК фазам молибдена. Как ОЦК, так и ГЦК частицы молибдена и кристаллическая решетка меди имеют кристаллографическое соответствие (110)Mo/(111)Cu, что указывает на их когерентность (рис. 1б,в)

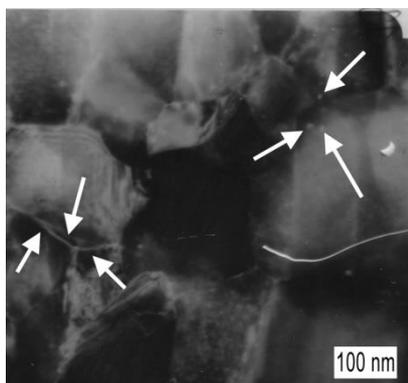


Рисунок 3 - Электронно-микроскопическое изображение отожженного образца Cu-Mo в режиме светлого поля

При увеличении времени отжига происходит рост и фазовый переход частиц ГЦК в ОЦК, о чем свидетельствуют уменьшение количества и интенсивности дифракционных рефлекссов, принадлежащих первым из них, и обратная тенденция для вторых (рис. 1б,в)

Важным экспериментальным результатом является сохранения исходного размера зерна медной матрицы при длительности изотермического отжига до 2х часов (рис.4.1), что демонстрирует высокую термическую стабильность зеренной структуры изучаемых объектов, превосходящую обычные стареющие сплавы на основе меди [3].

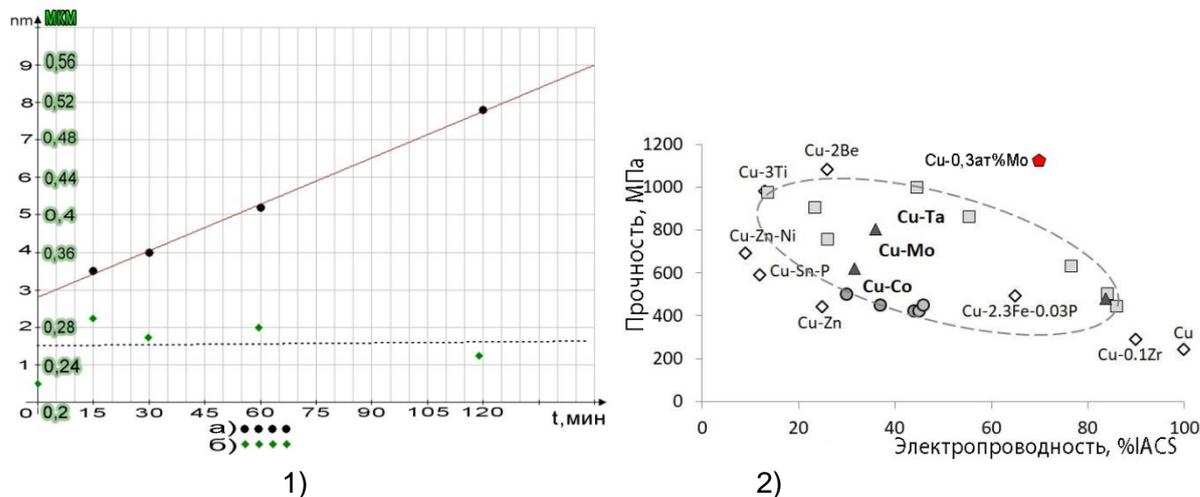


Рисунок 4 — 1) Зависимость размера частиц (а) и размера зерен (б) от времени изотермического отжига; 2) Предел прочности и электропроводность сплавов на основе меди. [5]

Отмеченные процессы, протекающие в структуре конденсатов, существенно влияют на их прочностные свойства (рис.2). Видно, что при увеличении времени отжига до 30 минут происходит рост прочностных характеристик и снижение удельного электросопротивления. При более длительном отжиге наблюдается снижение прочностных свойств. Более сложное изменение прочностных свойств для конденсатов Cu-Mo с бóльшим содержанием молибдена наблюдали авторы работы [4].

В результате после отжига при температуре 650°C в течение 30 минут, конденсаты меди, содержащие $\sim 0,3\text{at}\%$ молибдена, имеют предел прочности ~ 1200 МПа при удельном электросопротивлении не менее 70% от чистой меди (рис.4.2).

Таким образом, по соотношению прочностных и электропроводящих свойств, представленные в данной работе конденсаты превосходят сплавы и композиционные материалы на основе меди, получаемые различными технологиями.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Н.И. Гречанюк, В.Н. Гречанюк. Дисперсные и слоистые нанокристаллические материалы на основе меди и молибдена. Структура, свойства, технология, применение. - Современная электрометаллургия №1(130), С. 42-53.
2. Жадько М.А., Соболев О.В., Зозуля Э.В., Зеленская Г.И., Зубков А.И. О монослойном состоянии зернограницных сегрегаций молибдена в меди. Перспективные материалы и технологии: матер. Международного симпозиума. г. Витебск: УО «ВГТУ» 2017, С. 205-207.
3. Носкова Н.И., Малюков Р.Р. Субмикрокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УРОРАН 2003. С. 279.
4. Рябоштан В.А., Зубков А.И., Соболев О.В., Жадько М.А., Кучерский В.Ю., Кашуба И.В. - Формирование и распад аномальных растворов молибдена в меди. - Актуальные проблемы прочности : материалы международной научной конференции, Витебск, 2020. – С. 165-167.
5. Miyake J., Ghosh G., Fine M.E., MRS Bulletin. 1996 21 Iss.6, 13.

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1545К НА ИЗМЕНЕНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Юзбекова Д. Ю.

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

Локализация деформации является частым и нежелательным сопутствующим процессом при пластической деформации Al-Mg сплавов во время изготовления деталей методами формовки, вытяжки или др., поскольку может оставить следы на поверхности, приводя к увеличению ее шероховатости [1,2]. Кроме того, локализация деформации может влиять на упрочнение и пластичность материала, а так же условия его разрушения [3]. Проявление повторяющихся локализаций пластического течения в полосах деформации, которое приводит к зубцам на кривых деформации, известно как неустойчивое пластическое течение, или эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) [4,5]. Исследование данного явления и поиск путей подавления неоднородности пластической деформации представляют большой интерес как для фундаментальных, так и для прикладных исследований.

Данная работа направлена на исследование влияния микроструктуры промышленного алюминиевого сплава 1545К системы Al-Mg на изменение шероховатости поверхности в результате пластической деформации, а именно влияние деформационных полос на результирующую шероховатость поверхности в сплаве с различной микроструктурой. С этой целью неоднородность пластической деформации сплава 1545К с различной микроструктурой исследовали методом корреляции цифровых изображений, а шероховатость поверхности количественно измеряли с помощью контактного профилометра. Для получения микроструктуры отличной от исходного деформированного состояния [6], была применена дополнительная интенсивная пластическая деформация (ИПД) методом равноканального углового прессования при температуре 300°C до истинной степени деформации $\epsilon \sim 12$ в сочетании с холодной прокаткой до степени обжатия 80%.

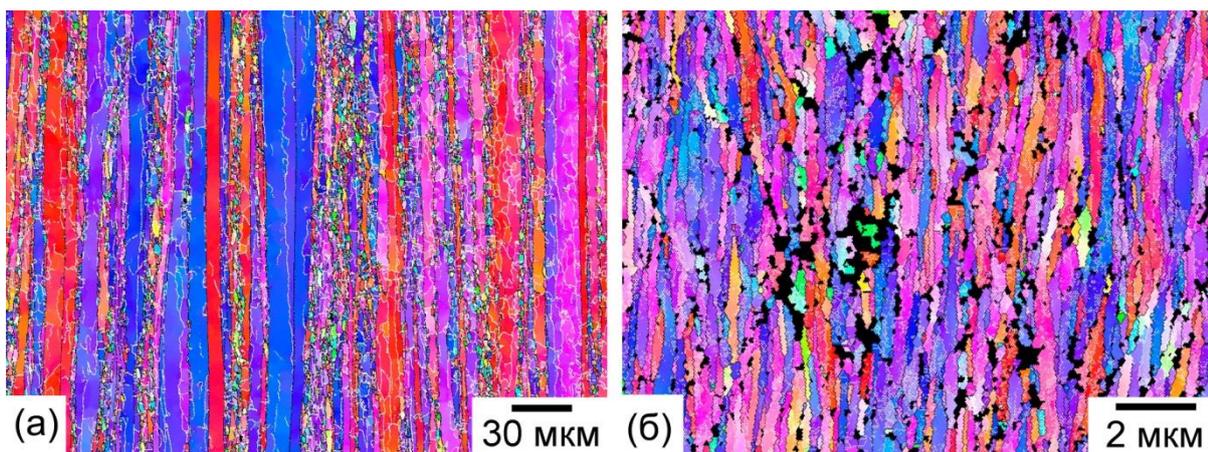


Рисунок 1 - Микроструктура сплава 1545К: а – до ИПД; б – после ИПД

На рисунке 1 показаны результаты исследования микроструктуры сплава 1545К (а) до и (б) после ИПД методом дифракции отраженных электронов (EBSD). Микроструктура сплава до ИПД состоит из крупных зерен вытянутых вдоль направления экструзии, средний размер которых составляет 200 мкм и 20 мкм в продольном и поперечном направлении, соответственно (рисунок 1(а)). Объемная доля мелких рекристаллизованных зерен со средним размером 2 мкм незначительна.

ИПД приводит к формированию однородной мелкозернистой структуры (рисунок 1(б)). Зерна сплава после ИПД вытянуты вдоль направления прокатки; продольный и поперечный размер зерен составил $\sim 1,8$ мкм и $\sim 0,3$ мкм, соответственно. Плотность дислокаций в теле зерна была оценена методом просвечивающей электронной микроскопии (ТЕМ). Согласно полученным данным, плотность дислокаций до ИПД относительно низка и составляет $\rho \sim 9,8 \times 10^{12} \text{ м}^{-2}$, тогда как ИПД приводит к увеличению плотности дислокаций до $\rho \sim 2 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$.

На рисунке 2 представлены деформационные кривые, полученные при температуре 25°C и скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, и соответствующие пространственно-временные карты сплава 1545K (а) до и (б) после ИПД. Деформационная кривая исследуемого сплава до ИПД характеризуется неустойчивым пластическим течением; между крупными скачками типа А, которые характеризуются ростом нагрузки и последующим его падением до или ниже общего уровня деформационной кривой, были обнаружены скачки типа В, которые проявляются вокруг общего уровня кривой деформации (рисунок 2(а)). Такое поведение деформационной кривой сопровождается устойчивым распространением полос деформации вдоль оси растяжения образца (рисунок 2(а)). На поздних степенях деформации четко видно, что распространение полос имеет скачкообразный характер (увеличенный фрагмент). Таким образом, пространственно-временное поведение полос деформации соответствует смешанному типу А+В неустойчивости пластического течения. Как видно по деформационной кривой сплава после ИПД, неустойчивость пластического течения в результате ИПД подавляется (рисунок 2(б)). Соответствующая пространственно-временная карта показывает непрерывное распространение единственной деформационной полосы и последующую ее локализацию в области шейки.

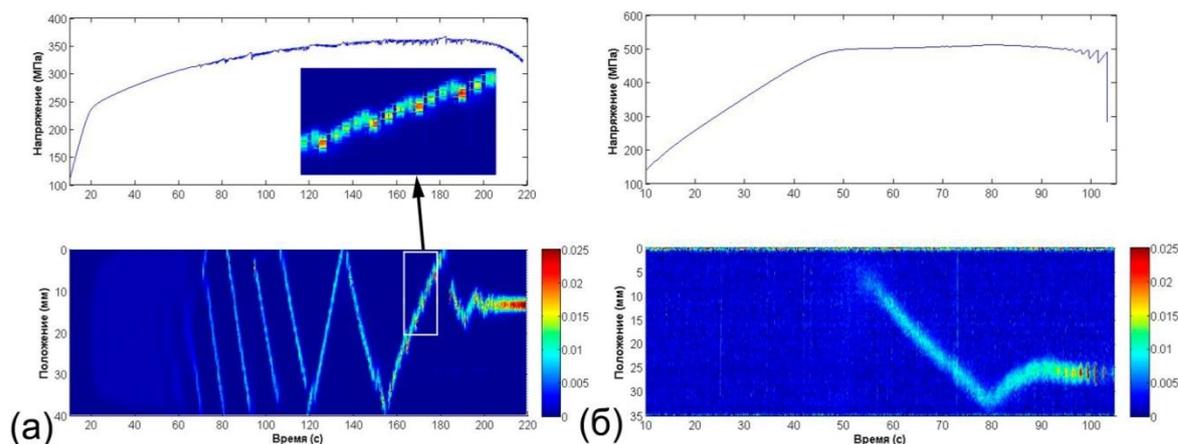


Рисунок 2 - Деформационные кривые и пространственно-временные карты сплава 1545K:
а – до ИПД; б – после ИПД

Шероховатость поверхностей образцов до и после растяжения была оценена с помощью автоматизированного прецизионного контактного профилометра SURTRONIC 25. Измерение линейного профиля поверхности осуществлялось путем измерения вертикального отклонения алмазного наконечника, перемещающегося под минимальной нагрузкой с постоянной скоростью в условиях механического контакта с образцом. Оценка шероховатости поверхности проводилась на образцах сплава 1545K с различной микроструктурой до и после растяжения. Перед проведением испытания на растяжение одну из поверхностей плоскопараллельного образца подвергали шлифовке, полировке, и последующей электрополировке. Данные средней арифметической шероховатости поверхности, R_a , представлены в таблице 1.

Как видно из полученных данных шероховатость поверхности образцов сплава в обоих микроструктурных состояниях до деформации имеет примерно одинаковые значения. После растяжения шероховатость поверхности образцов сплава не

подверженных ИПД увеличилась в 3,5 раза, тогда как ИПД способствовала сохранению шероховатости поверхности после растяжения.

Таблица 1 - Средняя арифметическая шероховатость поверхности сплава 1545К с различной микроструктурой (Ra, мкм) до и после растяжения

Состояние	Ra, мкм	
	До растяжения	После растяжения
До ИПД	0,19	0,72
После ИПД	0,20	0,21

Таким образом, установлено, что формирование однородной мелкозернистой микроструктуры в сплаве 1545К методами ИПД приводит к подавлению неустойчивого пластического течения, что способствует сохранению средней шероховатости поверхности после деформации растяжением.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

F. Grabner, J.A. Österreicher, B. Gruber, N. Papenberg, F. Gerstner, S. Kirnstötter, C.M. Schlögl, Cryogenic Forming of Al-Mg Alloy Sheet for Car Outer Body Applications, Adv. Eng. Mater. 21 (2019) 1900089.

J. Kang, D.S. Wilkinson, M. Jain, J.D. Embury, A.J. Beaudoin, S. Kim, R. Mishira, A.K. Sachdev, On the sequence of inhomogeneous deformation processes occurring during tensile deformation of strip cast AA5754, Acta Mater. 54 (2006) 209-218.

Y. Estrin, L.P. Kubin, Spatial coupling and propagative plastic instabilities. In: Mühlhaus, H.-B. (Ed.), Continuum Models for Materials with Microstructure. John Wiley & Sons Ltd, 1995, 395-450.

A. Portevin, F. LeChatelier, Sur un phenomene observe lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation, Compt. Rend. Acad. Sci. Paris 176 (1923) 507-510.

B. Reyne, P.-Y. Manach, N. Moes, Macroscopic consequences of Piobert-Lüders and Portevin-Le Chatelier bands during tensile deformation in Al-Mg alloys, Mater. Sci. Eng. A 746 (2019) 187-196.

A. Mogucheva, D. Yuzbekova, R. Kaibyshev, T. Lebedkina, M. Lebyodkin, Effect of grain refinement on jerky flow in an Al-Mg-Sc alloy, Metall. Mater. Trans. 47 (2016) 2093-2106.

МИКРОПРОЦЕССОРНОЕ ИЗМЕРИТЕЛЬНОЕ УСТРОЙСТВО ВЛАЖНОСТИ СЫПУЧИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЕМКостНОГО ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ С ЦИЛИНДРИЧЕСКИМ ЭЛЕКТРОДОМ

^{1,2}Насиров Т.З., ²Жабборов Х.Ш.

¹Университет геологических наук,
Ташкент, Узбекистан

²Ташкентский государственный технический университет,
Ташкент, Узбекистан

Традиционно индуктивно-емкостные преобразователи применяются в составе систем стабилизации тока в преобразовательной и импульсной технике, в системах заряда емкостных накопителей, аккумуляторных батарей, в системах электроснабжения, в электроприводе, для питания устройств электротермии, лазеров, в системах зажигания, светотехнике. Емкостные преобразователи получили широкое практическое применение также и в измерительных устройствах, особенно при измерении влажности продуктов в технологических процессах. При этом очень важно иметь в наличии приборы, обладающие чувствительностью в пределах точности измерений влажности продуктов вплоть до 0.1%, особенно когда имеем дело с технологическими процессами, т.е. в динамическом режиме работы элементов производственных оборудований.

Известно, что точность преобразователя влагомера с цилиндрическим электродом зависит от конструктивно-технологических особенностей его составных элементов, возможностей их эффективной работы, а также степени линейности статической характеристики.

В работе [1] была исследована контролируемость материала, помещаемого в ёмкостной первичный преобразователь, где параметром измерения служила ёмкость преобразователя. В данной работе было дано описание диэлькометрического метода контроля влажности, которое в настоящее время широко применяется в пищевой промышленности для контролирования влажности хлопка-сырца, семян хлопчатника, шелухи, шрота, жмыха, зерна и зернопродуктов.

Микропроцессорное измерительное устройство влажности сыпучих материалов на основе емкостного преобразователя с цилиндрическим электродом предназначено для измерения влажности сыпучих материалов, в том числе зерна и зернопродуктов. При его разработке использованы элементы с высокой точностью современной интегральной микроэлектроники [2].

В работе [3] была разработана методика расчета основных параметров индуктивно-емкостных преобразователей (ИЕП), выполненных на основе двухсекционной структуры многофункционального интегрированного электромагнитного компонента (МИЭК), работающего в составе мостового инвертора. В этой работе были получены формулы для расчета параметров инвертора, значения индуктивности и емкости LC-контура и предложен алгоритм расчета параметров ИЕП на основе МИЭК, выполняющего роль колебательного контура (индуктивности и емкости) инвертора, с учетом выбранной структуры МИЭК.

Принцип работы устройства (рис. 1) основан на изменении электрической емкости и энергии конденсатора, диэлектрической проницаемости материалов в момент, когда между электродами устанавливается материал, для которого необходимо измерить влажность. Данное изменение объясняется распределением по длине материала плотности напряженности потока электрического поля. Это распределение приведет к изменению удельной проводимости и сопротивления материала, в результате которого на выходе емкостного преобразователя появляется сигнал, зависящий от входной величины – влажности [3].

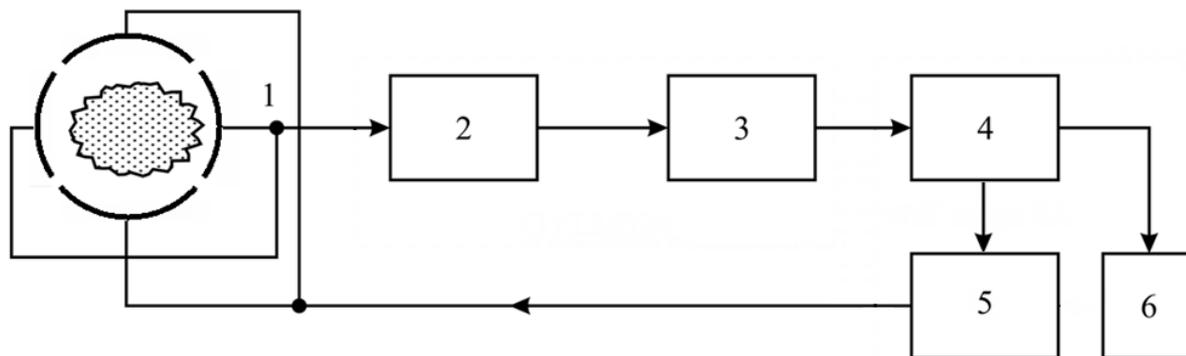


Рисунок 1 – Структурная схема микропроцессорного измерительного устройства влажности сыпучих материалов на основе емкостного преобразователя с цилиндрическим электродом.

Основные элементы: 1 – емкостной преобразователь с цилиндрическим электродом; 2 – детектор; 3 – операционный усилитель; 4 – микроконтроллер; 5 – измерительный генератор; 6 – жидкокристаллический индикатор

Схема, повышающая точность, измерительной системы микропроцессорного устройства влагомера путем корреляции изменения температуры окружающей среды, представлена на рисунке 2. При ее разработке использованы элементы, имеющие высокую точность интегральной микроэлектроники.

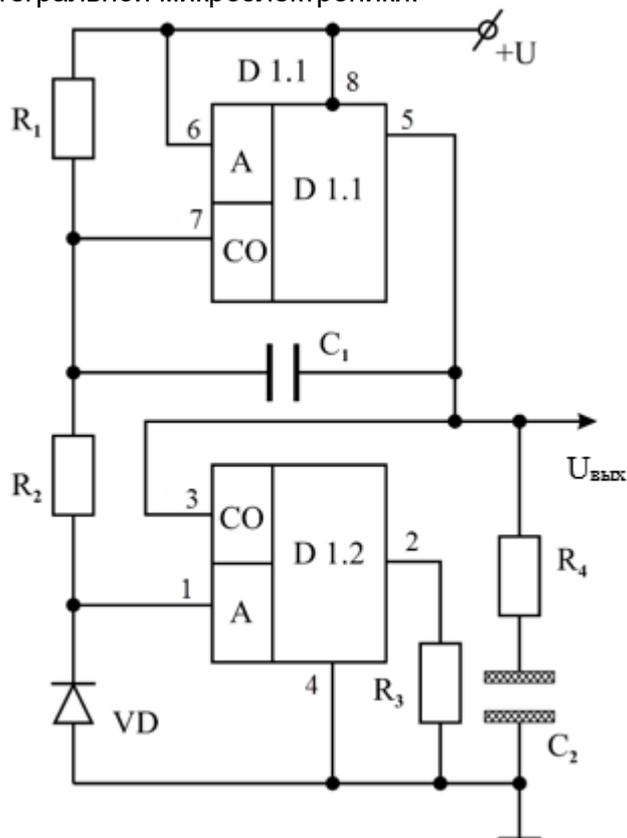


Рисунок 2 – Принципиальная схема измерительного генератора – симметричного мультивибратора

Измерительный генератор влажности с цилиндрическим электродом, собранный по схеме с автоматическим электронным ключом, составляет симметричный мультивибратор, т.к. потребляет очень малый (15 мА) ток. Напряжение подается через стабилизатор напряжения (9 В). Элементы D1.1 и D1.2 в схеме являются автоматическими электронными ключами. При подаче напряжения данные электронные ключи будут в режиме по отдельности. В связи с тем, что на

конденсаторе C_1 нет заряда, в нем нет напряжения, и ток от источника питания будет течь через последовательно соединенные резисторы R_1 и R_2 . По причине того, что $R_1 > R_2$ напряжение на резисторе R_2 будет недостаточным для включения электронного ключа D1.2. Далее, в результате уменьшения зарядового тока данное напряжение будет стремиться к нулю.

Именно в этот момент с увеличением заряда на конденсаторе при выходе 7 электронного ключа D1.1 напряжение поднимется экспоненциально. При достижении данного напряжения до значения включения электронного ключа D1.2 выходы 5 и 6 подключатся, эти подключения запустят электронный ключ D1.2. После подключения электронных ключей нижний электрод конденсатора C_1 подключится на положительный полюс источника питания.

Заряд, накопленный на конденсаторе, не может изменяться моментально, и поэтому напряжение при выходе 7 ключа D1.1 изменится прыжком так, чтобы его значение превысит значения напряжения на источнике питания. Данное будет достаточным для включения электронного ключа D1.1. После этого напряжение на конденсаторе C_1 будет уменьшаться с постоянным временем. Работа в таком режиме генератора обеспечит на его выходе появление стабильных импульсных колебаний. В результате изменения влажности преобразователя с цилиндрическим электродом изменится емкость C_2 и образуется сигнал измерения на выходе 1 генератора. В связи с тем, что измерительный генератор является одним из составных элементов микроконтроллера, он имеет с ним общую точку соединения и обеспечит его стабильную работу.

На рис. 3 представлена принципиальная схема детектора измерительной системы влажности, основанного на емкостном преобразователе с цилиндрическим электродом.

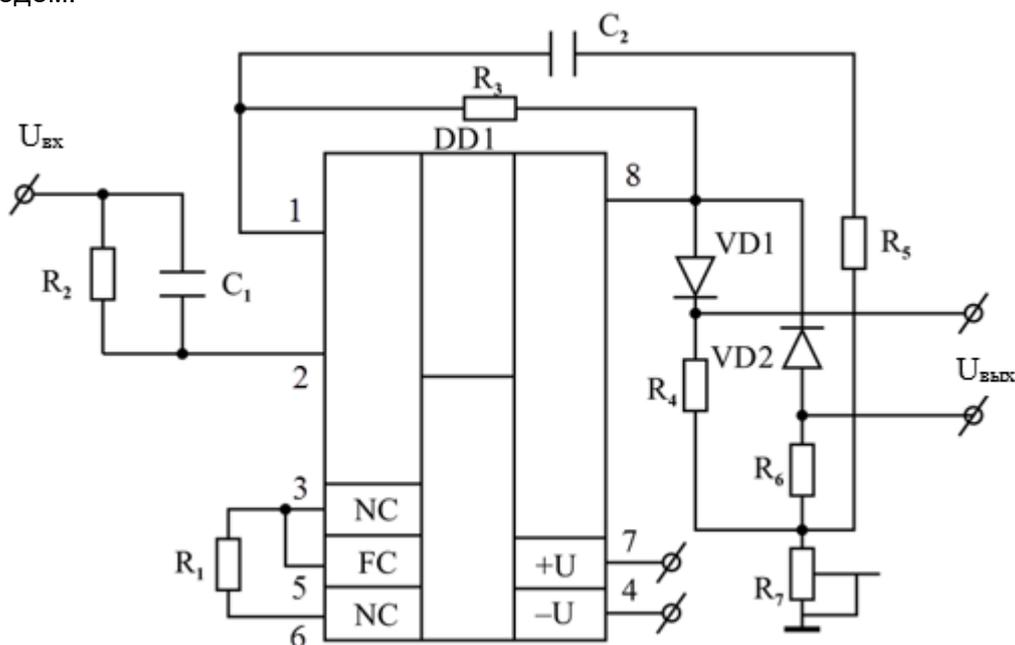


Рисунок 3 – Принципиальная схема детектора измерительной системы влажности, основанного на емкостном преобразователе с цилиндрическим электродом

Являясь одним из основных элементов измерительной системы влажности, основанном на емкостном преобразователе с цилиндрическим электродом, детектор DD1 собран на основе микросхемы по схеме выпрямителя с двумя полупериодами. Имея возможность детектирования почти до максимального значения входного сигнала данный детектор служит для выпрямления поступающих от измерительного генератора переменных импульсных напряжений на постоянное напряжение. На его вход 7-4 можно подавать постоянное напряжение от 5 до 9 В и оно образуется стабилизатором напряжения, работающего в интегральном режиме с высокой точностью.

При этом по постоянному току резистор R_3 , а по переменному току конденсатор C_2 обеспечат 100 %-ную негативную обратную связь, и эти соединения обеспечат стабильную работу детектора. Имеются возможности управления чувствительностью детектора с помощью резистора R_7 . Операционный усилитель DD1 работает в режиме интегрирования сигналов, поэтому на выходе детектора получаем среднеквадратичные значения сигналов. Резистор R_2 и конденсатор C_1 на входе детектора определяют времени интегрирования сигналов.

Следует отметить, что сопротивления на входах и выходах всех устройств, составляющих систему измерения влажности сыпучих материалов, одинаковые, что обеспечивает постоянство полезного измерительного сигнала в промежутке полного цикла. Вопрос одинаковости входных и выходных сопротивлений является самым основным требованием интегральной микроэлектроники.

В результате изменения влажности материала, расположенного между цилиндрическими электродами, меняется его электрическая емкость и на выходе генератора 5 образуется соответствующий влажности переменный сигнал (см. рис. 1). После того, как данный переменный сигнал передается детектору 2, он выпрямляется с помощью полупериодной схемы. На выходе детектора берется среднеквадратичное значение обработанного сигнала и детектируется до его максимального значения.

Нагрузкой детектора является операционный усилитель 3, который усиливает сигнал и после обработки передает микроконтроллеру 4 типа AT mega 8A. Микроконтроллер преобразует аналоговый сигнал на закодированный цифровой сигнал и эта система работает по специальной программе. Обработанный сигнал передается жидкокристаллическому индикатору 6 и на его экране появится измеренное значение влажности.

На рисунке 4 представлен внешний вид емкостного измерительного прибора зерна и зернопродуктов. Микропроцессорное измерительное устройство, основанное на преобразователе с цилиндрическим электродом и предназначенное для измерения влажности зерна и зернопродуктов, состоит из измерительной ячейки в форме прямого четырехугольника, на боковые стены вертикальных плоскостей приклеплены 4 емкостных преобразователя с цилиндрическими электродами.

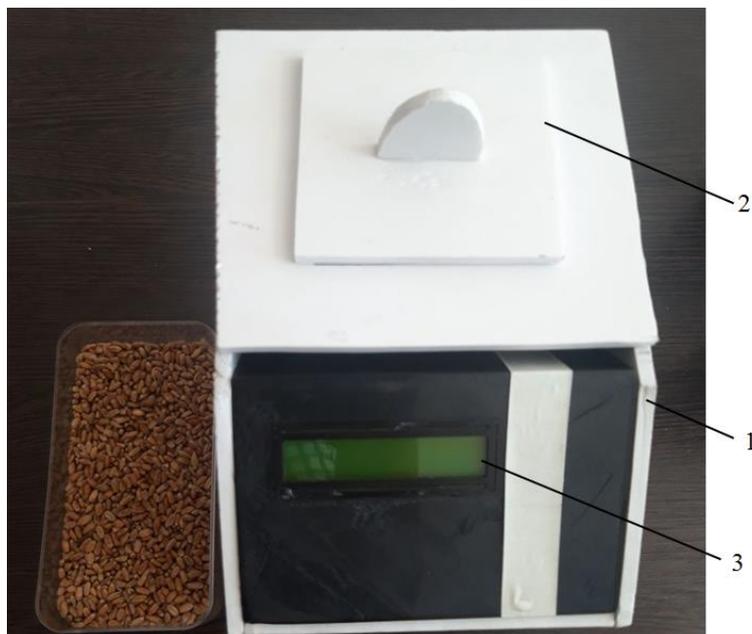


Рисунок 4 – Емкостной измерительный прибор зерна и зернопродуктов: 1 – корпус, 2 – крышка, 3 – жидкокристаллический индикатор

Емкостные электроды на противоположных боковых стенах измерительной ячейки соединяются взаимно параллельно и устанавливаются в колебательный контур измерительного генератора. Габаритные размеры измерительного устройства –

20x15x13 mm^3 , размеры одного электрода измерительного преобразователя – 10x6 mm^3 . Для стабилизации плотности зернового продукта, положенного в измерительную ячейку, она покрыта крышкой 2, нижняя сторона которой является подвижной, прикреплена на заднюю сторону устройства зажимом, может перемещаться по периметру по вырезанным рельсам измерительного устройства.

Таким образом, данная крышка служит для освобождения ячейки от зернопродуктов после использования устройства в качестве измерителя. На нижней стороне измерительного устройства расположена специальная карета для приема зернопродукта, влажность которого уже измерена.

По фронтальной проекции измерительного устройства влажности зерна и зернопродуктов под углом 30° к горизонтальной плоскости в передней части установлены (см. рис. 5) жидкокристаллический индикатор 3; электронная монтажная плата устройства, прикрепленная изнутри передней стенки измерительной ячейки; элементы измерительной системы влажности – измерительный генератор, детектор, операционный усилитель, аналогово-цифровой преобразователь и микропроцессор.

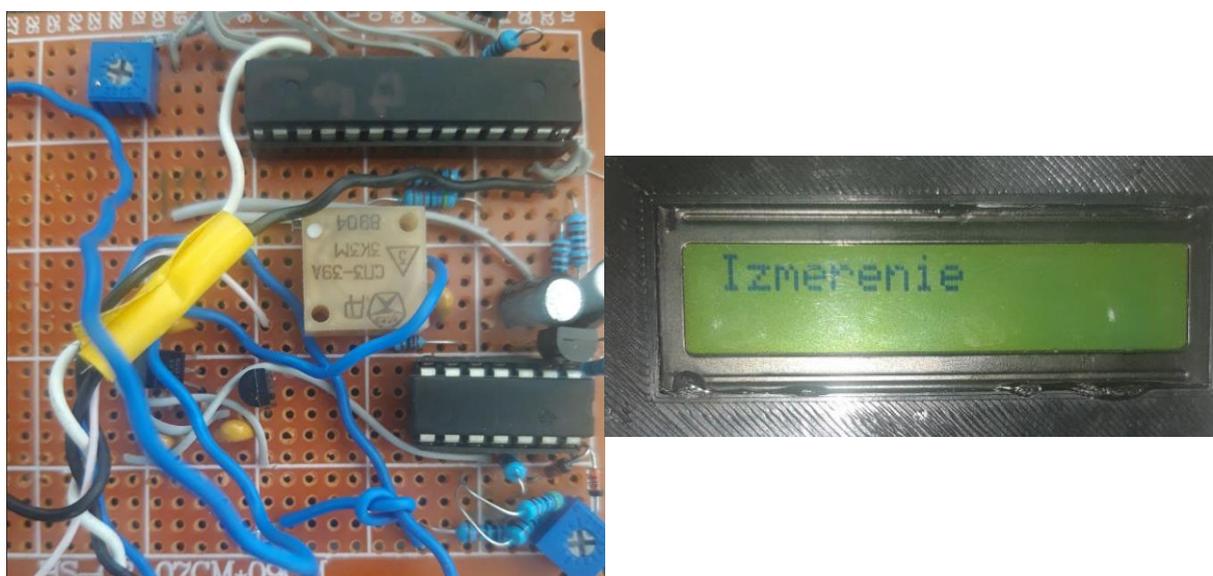


Рисунок 5 – Электронная монтажная плата и жидкокристаллический индикатор

Кроме этого, здесь также расположен источник питания постоянного тока с напряжением 9 В.

Технические и метрологические характеристики измерительного устройства влажности зерна и зернопродуктов приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Технические и метрологические характеристики измерительного устройства влажности зерна и зернопродуктов

№	Наименование параметров	Интервал значений и единицы измерения
1	Диапазон измерений	9 ÷ 25 %
2	Погрешность измерений	0,2 ÷ 0,6 %
3	Промежуток времени измерения	1 минута
4	Температура окружающей среды	15 ÷ 45 °C
5	Относительная влажность	до 80 %
6	Максимальная чувствительность	$r_m=0,5 \cdot 10^4$ Ом
7	Достоверность	0,95
8	Габариты устройства	20x15x13 sm^3
9	Размеры измерительного преобразователя	10x6 sm^2
10	Масса устройства	0,5 kg

Теперь переходим к анализу расчета погрешности измерительного устройства. Являясь основной особенностью влагомера устройства, емкостной цилиндрический электрод обеспечивает показания устройства, т.е. с изменением влажности контролирующего материала, проходящего через первичный емкостной преобразователь, изменятся также и показания измерительного устройства. Данная способность очень важна для влагомеров, т.к. она характеризует качество устройства.

Мы в своих исследованиях надежность устройства тестировали в таком порядке:

- подготовлены 5 образцов зерна с влажностью от 10 % до 20 %, которые распределены поровну по диапазону измерения. Степень влажности каждого образца определили приведенном ГОСТом методом (эти значения служили в качестве образцовых, для которых абсолютная погрешность не должна превышать 0,5 %);
- каждый образец заливается в первичный емкостной преобразователь влагомера по 10 раз и показания устройства будут регистрироваться в рабочую тетрадь;
- определится среднее значение влажности;
- определяются разности между средним значением и результатами измерений (абсолютные погрешности) влажности;
- вычисляется относительная погрешность измерения влажности

$$\delta = \frac{|W_{cp} - W_{изм}|}{W_{cp}} \cdot 100\%,$$

где $W_{изм}$ и W_{cp} – результат измерения и среднее значение влажности, соответственно.

Результаты измерения и расчетов влажности зерна с применением различных преобразователей представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Статические сведения по погрешностям измерений влажности зерна с использованием емкостного преобразователя различных типов

Емкостной преобразователь с двумя электродами (коаксиальный)					
W, %	$\delta_{min}, \%$	$\delta_{max}, \%$	$\delta_{cp}, \%$	$\delta_{изм} < 2\%$	$\delta_{изм} > 2\%$
до 11 %	0,26	1,7	1,5	8	2
11 – 13 %	0,38	4,3	2,0	5	5
13 – 15 %	0,36	6,35	2,15	4	6
15 – 17 %	0,36	7,35	3,8	3	7
17 – 20 %	0,4	6,3	3,9	3	7

Инфракрасный анализатор (Granolyser)					
W, %	$\delta_{min}, \%$	$\delta_{max}, \%$	$\delta_{cp}, \%$	$\delta_{изм} < 2\%$	$\delta_{изм} > 2\%$
до 11 %	0,8	3,1	1,4	6	4
11 – 13 %	1	4,12	2,1	5	5
13 – 15 %	1,7	7,1	2,4	3	7
15 – 17 %	1,6	6,8	2,5	4	6
17 – 20 %	1,5	6,3	3,5	4	7

Емкостной преобразователь с четырьмя электродами					
W, %	$\delta_{min}, \%$	$\delta_{max}, \%$	$\delta_{cp}, \%$	$\delta_{изм} < 2\%$	$\delta_{изм} > 2\%$
до 11 %	0,2	2,1	0,8	9	1
11 – 13 %	0,16	1,8	0,8	10	0
13 – 15 %	0,1	1,9	0,65	10	0
15 – 17 %	0,2	2,0	0,89	10	1
17 – 20 %	0,3	2,2	1,0	8	2

В таблице 2 представлены результаты экспериментов по измерению влажности зерна с применением различных (двухэлектродного, инфракрасного и

четырёхэлектродного) емкостных преобразователей. При этом в двухэлектродном первичном емкостном преобразователе использован коаксиальный преобразователь.

Как видно из таблицы, полученные результаты для четырёхэлектродного преобразователя очень близки к истинным значениям. Причина такого сходства, на наш взгляд, заключается в том, что по мере увеличения количества электродов нормировалось распределение влажного зерна, и тем самым мы смогли добиться увеличения чувствительности преобразователя. В таблице 2 δ_{\min} и δ_{\max} – минимальная и максимальная относительная погрешность образца, соответственно, δ_{cp} - средние значения относительной погрешности. Последние 2 столбца в таблице показывают количество измерений, соответствующих заданному промежутку погрешности (2 %).

Заключение

Как показывает анализ результатов эксперимента, на всех использованных преобразователях с увеличением влажности зерна наблюдается рост дисперсии показателей зерна. Результаты же полученные с влажностью зерна менее 11 % практически схожи друг с другом. С увеличением влажности сходство меняется.

Работа выполнена при финансовой поддержке совместного гранта Узбекистан-Беларусь № ИЛ-432105684.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Каландаров П.И., Мукимов З.М., Абдуллаев Х.Х., Аvezов Н.Э. Математическая и эмпирическая основа измерения влажности твердых и сыпучих материалов // Математическое и программное обеспечение в промышленной и социальной сферах. 2021. - Т. 9, № 1. - С. 16-21.
2. Бауэр А. Емкостный измерительный преобразователь, система и способ изготовления емкостного измерительного преобразователя. Патент RU 2658150 С2. от 19.06.2018. Бюл. № 17.
3. Конесев С.Г., Хазиева Р.Т. Методика расчета индуктивно-емкостных преобразователей на основе многофункциональных интегрированных электромагнитных компонентов // Вестник УГАТУ. -2018. - Т. 22, № 1 (79). - С. 97–105.

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Zn-Al,
НАПЛАВЛЕННОГО МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ**

Комаров А.И., Орда Д.В., Сосновский И.А., Куриленок А.А.
*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
Минск, Республика Беларусь,
Dmitry_orda@mail.ru*

В работе представлены результаты исследования структуры покрытий из сплава ZnAl30, легированного Si, Cu или Sn. Покрытие на стальной втулке формировали центробежной индукционной наплавкой за один технологический прием. При выборе состава сплава основывались на результатах применения сплава марки ЦА30М5 в качестве материала вкладыша подшипника скольжения [1, 2]. Согласно приведенным данным, введение в состав 30% Al обеспечивает повышение прочностных свойств материала, а дополнительное легирование обеспечивает хорошие триботехнические свойства. Таким образом, изготовленные подшипники скольжения по эксплуатационным свойствам не уступают бронзовым. Однако, большая разница в термофизических параметрах (а именно коэффициент термического линейного расширения (КТЛР)) материала приводит к формированию, в процессе кристаллизации и охлаждения, дефектов на границе раздела фаз покрытие-основа. Данная проблема может решаться различными путями, например, введением в структуру керамических или интерметаллидных включений, а также диспергированием структуры (увеличением скорости охлаждения или модифицированием).

Цель настоящей работы – исследовать структуру покрытий на основе сплава ZnAl30 до и после монолегирования Si, Cu или Sn, а также оценить наличие дефектов на границе раздела фаз покрытие – основа.

В настоящей работе в качестве шихтового материала использовали цинковый сплав марки ЦАМ4-1, алюминий-кремниевый сплав АК12, технически чистый алюминий марки А0 и медь марки ПМС-1. Формирование покрытия на внутренней поверхности стальной заготовки из стали 20 (ГОСТ 1050-88) проводилось совмещением методов центробежного формования предварительно подготовленной шихты с нагревом токами высокой частоты до температуры 760–780 °С, с последующей изотермической выдержкой при данной температуре в течение 5 мин. Частота вращения заготовки составляла 1500 мин⁻¹ [3].

Металлографический анализ образцов покрытий показал, что структура наплавленного слоя имеет градиентное строение с оттеснением цинка и растворенного в процессе наплавки железа к стальной основе, а алюминия к поверхности. Согласно результатам сканирующей электронной микроскопии, у стальной основы находится более плотный слой на основе цинка, затем следует переходная зона и непосредственно слой покрытия (рисунок 1). Толщина верхнего слоя составляет 60...70% толщины наплавляемого покрытия.

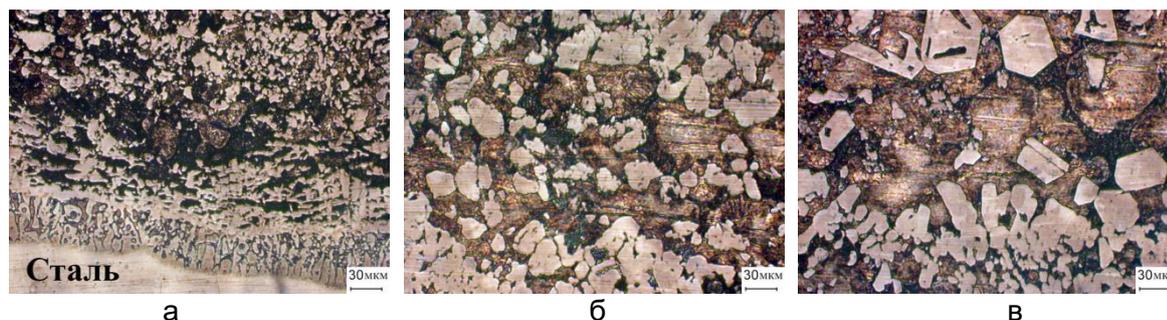


Рисунок 1 – Структура покрытия из сплава ZnAl30 на границе со стальной втулкой (а), переходная зона (б) и основного слоя (в)

Согласно полученным данным, на поверхности стальной втулки формируется диффузионный цинковый слой толщиной до 100 мкм (таблица 1), содержащий до 50 масс.% железа. Структура слоя представлена зернами двух типов: столбчатыми зернами Fe насыщенные Zn (24-46%), между которыми располагаются зерна цинкового сплава, содержащего 27-34% Fe.

Таблица 1 – Структура диффузионного цинкового слоя и состав фаз

Спектр	O	Al	Si	Mn	Fe	Cu	Zn
Спектр 1-3	3.48	0.66	-	-	27.70-	1.34	61.94
	-	-	-	-	31.63	-	-
	4.14	2.23	-	-	-	1.60	66.55
Спектр 4-11	1.90	0.35	0.13	-	70.08-	-	17.32
	-	-	-	-	80.09	-	-
Спектр 12-13	4.76	2.05	0.33	-	-	-	35.55
	0.57	0.00	-	0.27	96.91-	-	0.00-
	-	-	-	-	98.76	-	2.25
Структура цинкового слоя	0.67	0.11	-	0.46	-	-	-
	0.99	-	0.00	0.47	72.09-	-	24.34
	-	-	-	-	73.52	-	-
	1.66	-	0.08	0.75	-	-	26.17

За цинковым слоем следует переходная зона (600-700 мкм), состоящая из зерен тройной системы Fe-Al-Zn, между которыми располагаются зерна Zn-Al сплава. Следует отметить, что переходный слой имеет неравномерное распределение цинка по его структуре (рисунок 1б).

На поверхности покрытия формируется основной слой на основе сплава алюминия, легированного Zn и Fe (рисунок 1в), с включениями железосодержащей фазы. Следует отметить, что данные включения имеют неравномерное распределение по размеру. На поверхности преобладают крупные включения с размером частиц до 100 мкм, а по мере углубления их размер снижается до 20-30 мкм около переходного слоя.

При легировании сплава кремнием, структура покрытия практически не изменяется, за исключением поверхностного слоя. Уменьшается доля железосодержащих включений, при этом сильно возрастает пористость (рисунок 2а). Введение олова в состав покрытия приводит к изменению структуры переходной зоны и поверхностного слоя, а именно в поверхностной зоне формируются крупные интерметаллидные включения размер которых достигает 300 мкм (рисунок 2б), тогда как в переходной зоне их доля снижается. При этом по структуре переходного и поверхностного слоев формируются включения олова размеров до 30 мкм (рисунок 2в).

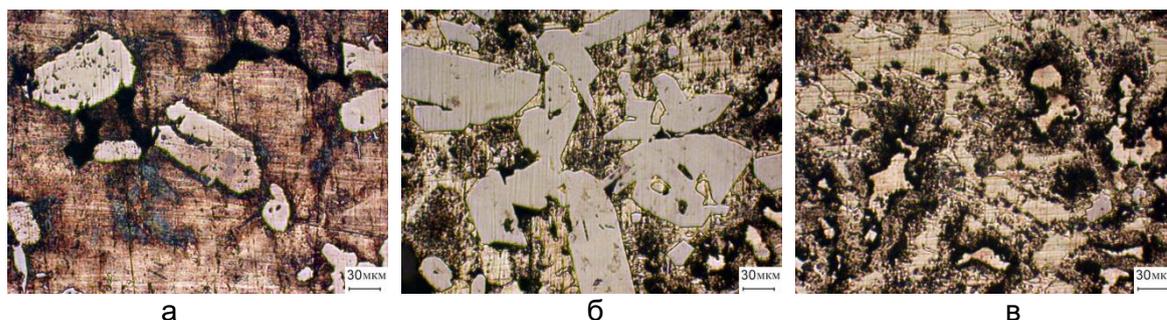


Рисунок 2 – Структура покрытия из сплава ZnAl30, легированного кремнием (а) и оловом (б, в): а, б - основной слой; в - переходная зона

При легировании сплава ZnAl30 медью структура покрытия преобразуется. Формируется диффузионный цинковый слой толщиной до 250 мкм (рисунок 3а). Переходная зона формируется из матричного цинкового сплава с железосодержащими включениями глобулярной формы диаметром до 30 мкм, при этом зона обладает высокой пористостью, размер которых достигает 40 мкм (рисунок 3б). Основное покрытие имеет композиционное строение и состоит из матричного алюминий-цинкового сплава с включениями интерметаллидных фаз: медь- и железосодержащих. Медьсодержащие включения выделяются в виде отдельных глобул размером до 10 мкм или группами эвтектического строения (рисунок 3в, отмечены).

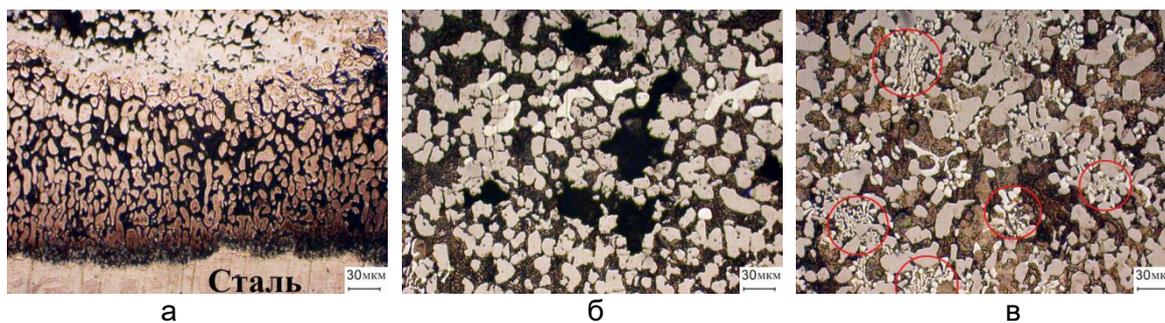


Рисунок 3 – Структура покрытия из сплава ZnAl30, легированного медью: на границе со стальной втулкой (а), переходная зона (б) и основной слой (в)

Анализ структуры границы раздела фаз показал, что при наплавке покрытия ZnAl30 на границе покрытие-сталь формируются трещины и покрытие отслаивается. Аналогичная ситуация складывается и при легировании сплава кремнием или оловом. Введение меди в состав покрытия ZnAl30 способствует формированию без дефектной структуры раздела фаз, однако следует отметить, что в переходной зоне формируется повышенная пористость, которую можно устранить повышением скорости вращения заготовки.

Выводы. Анализ структуры покрытия показал, что в процессе наплавки Zn-Al сплавов идет активное растворение стальной втулки, что приводит к насыщению расплава железом. Диффузия железа в расплав приводит к формированию интерметаллидных включений на основе систем Al-Fe и Al-Fe-Zn, которые выступают в качестве основной армирующей составляющей.

Цинк, под действием центробежных сил, ликвидирует к стальной основе, формируя диффузионный слой с высоким содержанием цинка 50-60%. Формирование композиционной слоистой структуры с диффузионными переходами не обеспечивает значения линейного термического расширения сплава покрытия, соответствующие стальной основе, для обеспечения приемлемого уровня адгезии. Легирование сплава медью обеспечивает дополнительное формирование интерметаллидных фаз, что способствует снижению КТЛР до значений стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. ГОСТ 25140-93 Сплавы цинковые литейные. Марки. Электронный текст документа подготовлен ЗАО "Кодекс" и сверен по: официальное издание М.: ИПК Издательство стандартов, 1996. Режим доступа: <https://docs.cntd.ru/document/1200009250>.
2. Рудницкий, Ф.И. Перспективы применения цинковых антифрикционных сплавов взамен бронз для изготовления тяжело-нагруженных вкладышей подшипников / Ф.И. Рудницкий, М.И. Курбатов // *Литьё и металлургия*, 2008. - №2 (46). – С. 51-55.
3. Способ нанесения двухслойного покрытия на внутреннюю поверхность детали: пат. ВУ №23365 / М.А. Белоцерковский, А.И. Комаров, И.А. Сосновский, Д.В. Орда, А.А. Куриленок, Д.О. Искандарова. – Оpubл. 30.04.2021г.

ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ ПО СХЕМЕ ВИНТОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЕ РЕДУЦИРОВАНИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕДИ М1

Сенникова Л.Ф., Гангало А.Н., Ткаченко В.М, Сапронов А.Н., Климова Е.Х.

ГУ Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина

г. Донецк, 83114,

Sennikova_lf@ukr.net

Создание новых материалов с нано- и субмикроструктурной структурой, широко используемых в различных областях промышленности, в последние годы вызвало большой интерес среди исследователей в области физического материаловедения, что связано с ожиданием их необычных свойств.

Обработка металлов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) является одним из наиболее перспективных методов получения материалов с высокими физическими и механическими свойствами. Особое внимание уделяется вопросам формирования прочностных свойств и влияния на эти процессы различных дефектов кристаллического строения, а также размера зерна. Методы интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют проводить многоцикловую обработку заготовки и достигать высоких пластических деформаций, сохраняя заготовку практически в неизменном виде. В результате такой обработки в образцах наблюдается существенное измельчение зерна и увеличение физико-механических свойств.

Одним из методов ИПД является винтовая экструзия (ВЭ). Суть этого процесса состоит в том, что заготовку продавливают через матрицу с винтовым каналом. Однако этот метод имеет свои недостатки, в частности, неравномерность свойств по объему заготовки. Для исследования распределения механических свойств по сечению заготовки, прошедшей обработку методом ВЭ, использовали метод дюрометрических (твердомер Виккерса HV5) исследований. В качестве модельного материала для исследований выбрана технически чистая медь марки М1.

Для винтовой экструзии использовались заготовки прямоугольного сечения размером 40*25*40 мм. Перед деформацией заготовки отжигали при температуре 600⁰С с выдержкой 2 часа. Твердость меди по Виккерсу после отжига составляла 47 кгс/мм². Медную заготовку обрабатывали одним ($\epsilon=1,05$), двумя ($\epsilon=2,1$) и четырьмя ($\epsilon=4,2$) циклами ВЭ с нагревом заготовки до 100⁰ С. После отжига, а также на разных этапах винтовой экструзии исследовали механические свойства и их распределение по сечению образца. На рис. 1 представлено распределение твердости по сечению образцов.

После деформации ВЭ наблюдается неравномерное распределение твердости между краями образца и центром. Установлено, что твердость образцов увеличивалась с увеличением количества переходов и при 4 ВЭ составляла 101 кгс/мм² по краям образца, в центре твердость была ниже – 95 кгс/мм². Кроме того, с ростом степени деформации уменьшилась разница между значениями твердости по краям образца и в центре. Этот факт подтверждается структурными исследованиями. Структуру меди анализировали с помощью оптической микроскопии.

На рис. 2 представлена оптическая микроструктура меди М1 после одного и четырех проходов ВЭ. Величина зерна с увеличением степени деформации уменьшается. Средняя величина зерна после 4 ВЭ по краям образца составляет 29,4мкм, а в центре образца 51,7мкм.

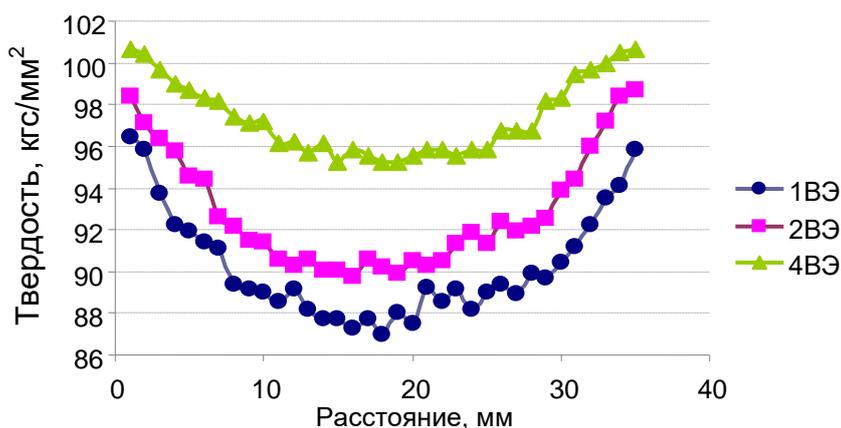


Рисунок 1 - Распределение твердости по сечению образцов после деформации ВЭ

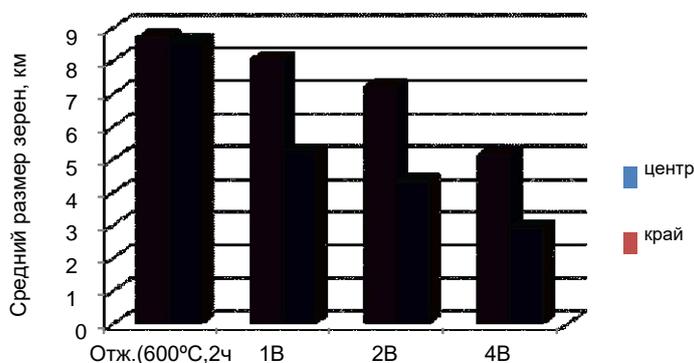
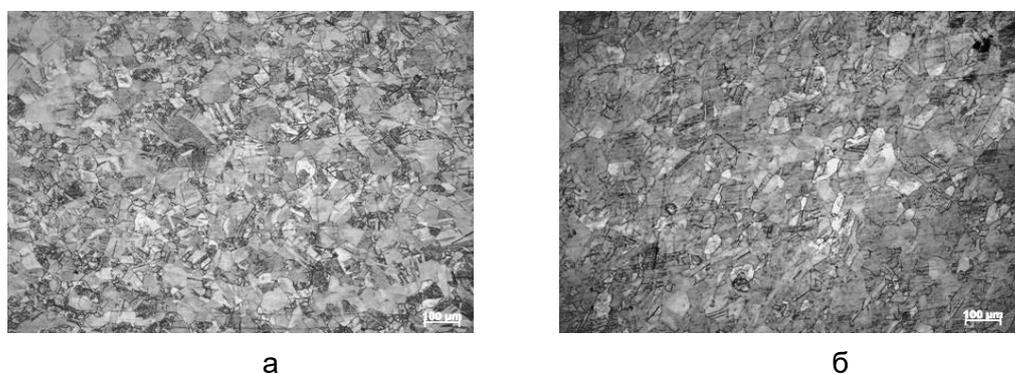


Рисунок 2 - Оптическая микроструктура меди М1 после одного (а), четырех (б) проходов ВЭ и величина среднего размера зерен (в).

Решением проблемы неравномерности свойств по сечению и объему образца может быть использование последующих традиционных методов пластической деформации, таких как редуцирование, гидроэкструзия, прокатка, волочение и т. д. Это приведет к упрочнению материала, к частичному залечиванию зародышевых микропор и повышению пластичности.

Редуцирование образцов проводили со степенью $\Sigma\epsilon = 0,8$ через канал матрицы круглого сечения после винтовой экструзии для того, чтобы перейти от прямоугольной формы образца к круглой. После 4 ВЭ и редуцирования твердость меди увеличилась по краям образца до 130 кгс/мм^2 , а в центре до 125 кгс/мм^2 (рис.3). Происходит постепенное выравнивание твердости и величины зерна от края образца к центру.

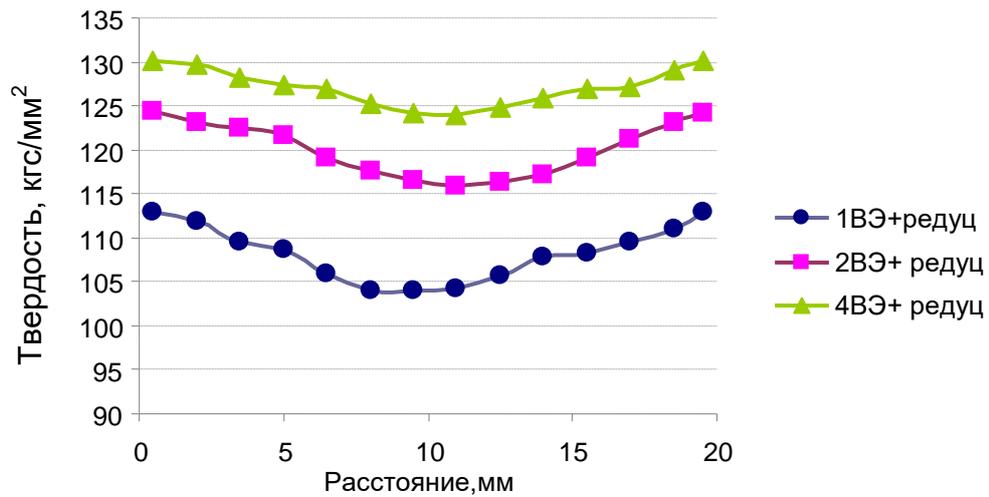


Рисунок 3 - Распределение твердости по сечению образцов после ВЭ и редуцирования.

На рис. 4 представлена структура меди М1 после одного и четырех проходов ВЭ+ редуцирование. Заметно измельчение структурных составляющих по сравнению с ВЭ.

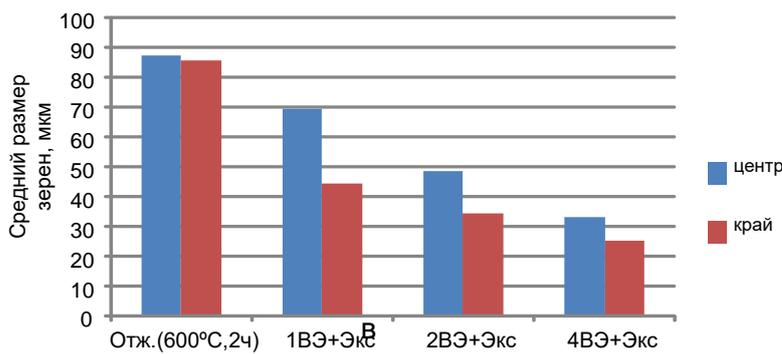
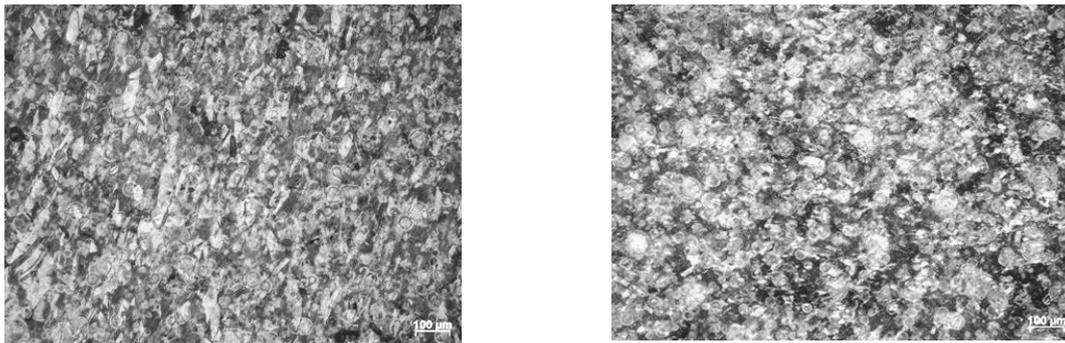


Рисунок 4 - Структура меди М1 после одного прохода ВЭ + редуцирование (а), четырех проходов ВЭ + редуцирование (б) и величина среднего размера зерен (в).

Таким образом, установлено, что комбинированная обработка ВЭ + редуцирование с ростом степени суммарной деформации приводит к повышению размерной однородности зерен и измельчению микроструктуры, что способствует выравниванию по сечению образца и улучшению механических свойств меди М1.

ЧАСТОТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛОСКОГО ЕМКОСТНОГО ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ

Мозжаров С.Е., Трубловский В.Л.

Институт технической акустики НАН Беларуси,

г. Витебск, Беларусь

lkm_ita@vitebsk.by

Влажность лежит в основе ряда технологических процессов производства и переработки продукции. Каждый процент погрешности измерения влажности может привести к искажению данных об учетном количестве производимого продукта. Например, при систематической погрешности измерения влажности зерна только на 0,1% неопределенность в установлении его действительного количества при валовом объеме 100 млн. тонн составит 100 тысяч тонн [1]. Существенно влажность влияет на режимы хранения и переработки твердых веществ и материалов. Во время сбора урожая зерна, как правило, содержание влаги высокое, из-за чего зерно легко нагревается, ферментируется, портится и прорастает. Его качественные показатели снижаются. Для обеспечения сохранности собранное зерно должно быть своевременно высушено до норм безопасного хранения [2]. Так как сушка зерна представляет собой энергоемкий процесс, контроль процесса сушки предлагает значительную экономию средств [3].

Современная практическая влагометрия базируется на методах, которые условно можно разделить на прямые и косвенные. В основе прямых методов измерения влажности лежит разделение материала на сухое вещество и влагу. Косвенные методы характеризуются тем, что влажность измеряется по физическим параметрам, функционально с ней связанным [1]. В настоящее время среди косвенных методов, самым простым, быстрым и экономичным является емкостный метод измерения влажности сыпучих материалов, в котором используется зависимость диэлектрической проницаемости контролируемого материала от влажности [4]. Известно, что при разработке высокоточного прибора для измерения влажности крайне важным является задача выбора первичного преобразователя, его принципов действия и конструкции [5]. В настоящее время первичные преобразователи емкостных датчиков зерна в основном представлены двумя типами: цилиндрическим и плоскопараллельным. Плоскопараллельные емкостные преобразователи представляют собой две параллельные проводящие пластины, являющимися обкладками конденсатора. Такие преобразователи вставляются вертикально или встраиваются в поток зерна в сушилке. Чтобы улучшить чувствительность датчика влажности необходимо увеличивать начальное значение емкости первичного преобразователя. Обычно это делается путем увеличения относительной площади пластин, что заставляет увеличивать размеры сушилки, увеличивая объем инвестиций в оборудование. Можно уменьшать расстояние между электродами, но в этом случае существует риск засорения преобразователя при прохождении потока зерна. Кроме того, такие преобразователи довольно сложны в установке.

Чтобы решить вышеуказанные проблемы нами был изготовлен плоский преобразователь по схеме, предложенной в работе [6]. На рисунке 1 показана схема трансформации плоскопараллельного преобразователя в плоский. Такой преобразователь может быть легко установлен вне потока зерна, например на стенке

бункера. В этом случае зерно легко стекает по плоской поверхности, а преобразователь не препятствует движению потока зерна.

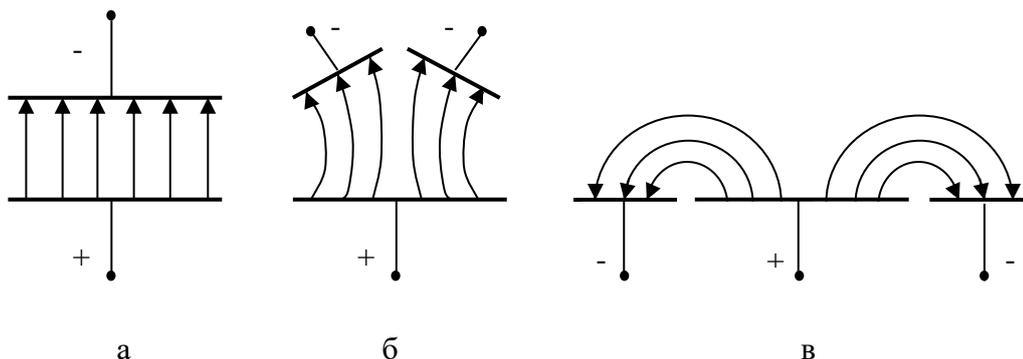


Рисунок 1 – Эволюция плоскопараллельного первичного преобразователя в плоский [6]

Разработанный преобразователь изготовлен из фольгированного фторопласта марки ФАФ-4Д, наклеенного на медную экранирующую пластину, которая также служит для крепления термодатчика. Вся конструкция покрыта краской на эпоксидной основе. На рисунке 2 представлена схема разработанного первичного преобразователя.

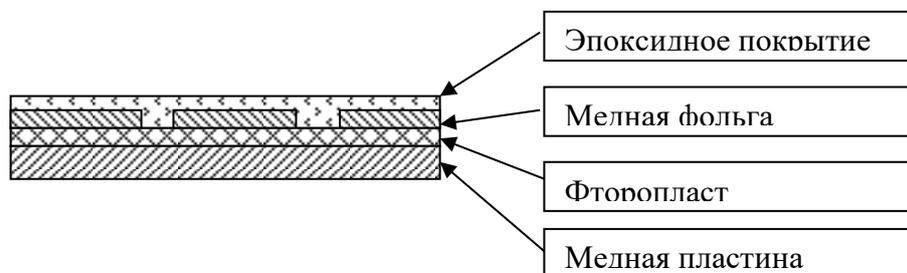


Рисунок 2 – Схема плоского первичного преобразователя

Изучение частотно-влажностных характеристик измерительного преобразователя дает возможность выбрать оптимальную рабочую частоту, что позволяет увеличить чувствительность прибора [7].

Частотную зависимость изготовленного преобразователя снимали с помощью векторного анализатора NanoVNA V2 4 Plus с рабочим диапазоном частот 10 кГц – 4.4 ГГц. Характеристики снимались для преобразователя в воздухе и при погружении преобразователя в пшеницу влажностью 10, 20 и 30 % (рисунок 3). Из рисунка видно, что максимальная чувствительность изучаемого преобразователя по зерну семенной пшеницы приходится на частотный диапазон 80–110 МГц.

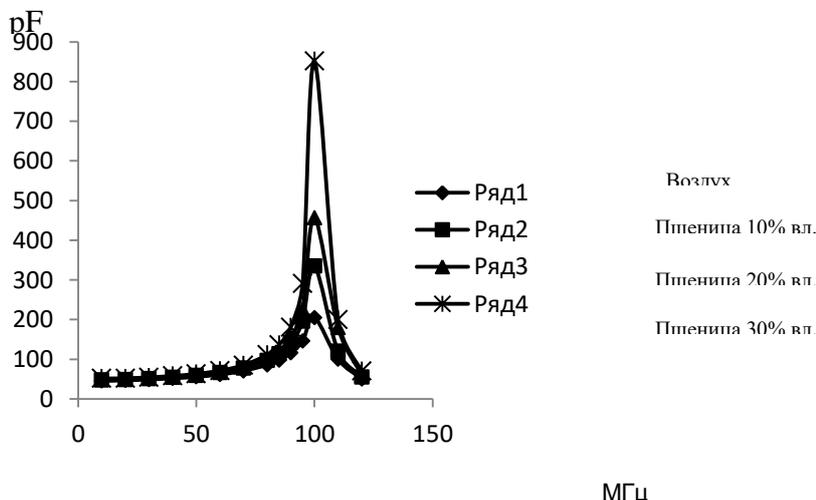


Рисунок 3 – Частотная характеристика емкостного преобразователя

Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект T21УЗБГ-014).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Коряков, В. Приборы в системах контроля влажности твердых веществ и их метрологические характеристики / В. Коряков, А. Запорожец // Інформаційні управляючі системи та комп'ютерний моніторинг (ІУС КМ - 2011). Матеріали II міжнародної науково-технічної конференції студентів, аспірантів та молодих вчених.– Донецьк, ДонНТУ. – 2011. – Т. 2. – С. 132–136.
2. Li, Z. On research of automatic control about moisture content for cereal grains / Z. Li, Y. Zhang, L. Zhang // Journal of Shenyang Normal University. – 2008. – № 26 (1). – P. 79–81.
3. Solutions for moisture and humidity measurement [Электронный ресурс] / Режим доступа: <https://www.pce-instruments.com/f/t/us/humidity-moisture-measurement.htm>. – Дата доступа: 10.01.2022.
4. Taghinezhad, J. Development of a capacitive sensing device for prediction of water content in sugarcane stalks / J. Taghinezhad, R. Alimardani, A. Jafari // International Journal of Advanced Science and Technology. – 2012. – Vol. 44. – P. 61–68.
5. Насиров, Т.З. Расчет емкости конусного преобразователя влагомера зерна и зернопродуктов / Т.З. Насиров, П.Р. Исматуллаев, Х.Ш. Жаборов // Приборы. – 2019. – № 4 (226). – С. 11–16.
6. Liu, Yang. Development of plane polar probe of capacitive grain moisture sensor [J] / Yang Liu, Mao Zhihui, Dong Lanlan // Transactions of the CSAE. – 2010. – № 26 (2). – P. 185–189. (in Chinese with English abstract).
7. Искандаров, Б. Высокочастотный прибор контроля влажности маргариновой массы на основе емкостных преобразователей / Б. Искандаров, П.И. Каландаров // Апробация. – 2013. – № 6 (9). – С. 8–13.

УСТРОЙСТВО ДЛЯ МОДУЛЯЦИИ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ЛАЗЕРНЫМ ЛУЧОМ

^{1,2}Насиров Т.З., ²Абсаттаров И.Н.¹Университет геологических наук,
Ташкент, Узбекистан²Ташкентский государственный технический университет,
Ташкент, Узбекистан

С бурным развитием лазерных технологий появляются также и новые возможности по их практическому применению. Например, в работе [1] был предложен и экспериментально реализован метод измерения акустического импеданса для оценки пористости углепластиков, основанный на лазерном термооптическом возбуждении продольных акустических волн. В данной работе акустический импеданс исследуемого образца измеряется по величине первообразной ультразвукового импульса, отраженного от границы раздела иммерсионная жидкость-образец. Был предложен метод расчета пористости углепластика по измеренной величине акустического импеданса. Авторы исследовали образцы углепластиков с тремя различными схемами укладки углеродных волокон. Было показано, что в исследованных углепластиках распределение локальной пористости является неравномерным вдоль плоскости укладки волокон. Величина пористости, усредненной по результатам оптико-акустических измерений, в пределах погрешности практически совпадает с данными рентгеновской томографии. Предложенный метод определения пористости не требует определения объема и массы исследуемого объекта и может быть использован для диагностики композитных конструкций сложной формы.

В работе [2] была экспериментально исследована дифракция рентгеновского излучения от отражающих атомных плоскостей монокристалла кварца с АТ-срезом в геометрии Лауэ при наличии объемных акустических волн, где были рассмотрены некоторые вопросы получения пространственной модуляции интенсивности отраженного пучка и управления ее параметрами при наличии акустических волн.

В настоящей работе рассматривается внешняя модуляция акустических волн лазерным лучом. Эксперименты проводили в обычных лабораторных условиях. Схема экспериментальной установки показана на рисунке 1.

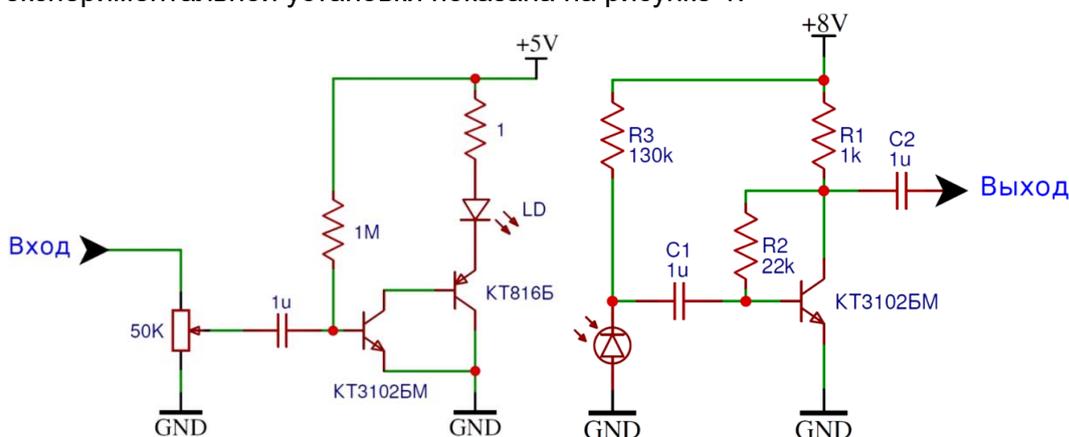


Рисунок 1 - Схема экспериментальной установки по модуляции акустических волн лазерным лучом

В качестве генератора звуковых волн был использован ноутбук, а в качестве модулятора акустических волн, т.е. источника лазерного луча использовали китайскую полупроводниковую лазерную указку марки smLUBI, которая питается от 3 батареек

типа LR44. В качестве демодулятора, т.е. фотоприемника использовали инфракрасный излучатель от пульта дистанционного управления, на который последовательно были подключены колонки марки SVEN 325 мощностью 6 Вт. Резистор с сопротивлением 130 кОм использовался для контролирования громкости звуковых сигналов.

Целью проведенных исследований являлось исследование зависимости амплитуды громкости акустических волн A от расстояния r между лазерным источником и инфракрасным излучателем, которого варьировали в от 50 см до 10 метров с интервалом по 50 см.

Таким образом, в работе звуковые волны, созданные ноутбуком и модулированные лазерным лучом, распространялись через воздушное пространство между передатчиком – лазерной указкой и приемником – инфракрасным излучателем без подключения к какой-либо электрической цепи. Далее от инфракрасного излучателя лучи идут к колонкам, в которых осуществляется демодуляция звуковых сигналов.

Громкость звука от колонки измеряли измерителем уровня звука PCE-MSL 1. Для получения сравнительной характеристики модуляции и передачи звуковых сигналов лазерным лучом наравне измеряли громкость звуковых волн также и непосредственно от ноутбука, которого взяли в качестве эталонного значения (56 дБ). Результаты измерений представлены на рисунке 2.

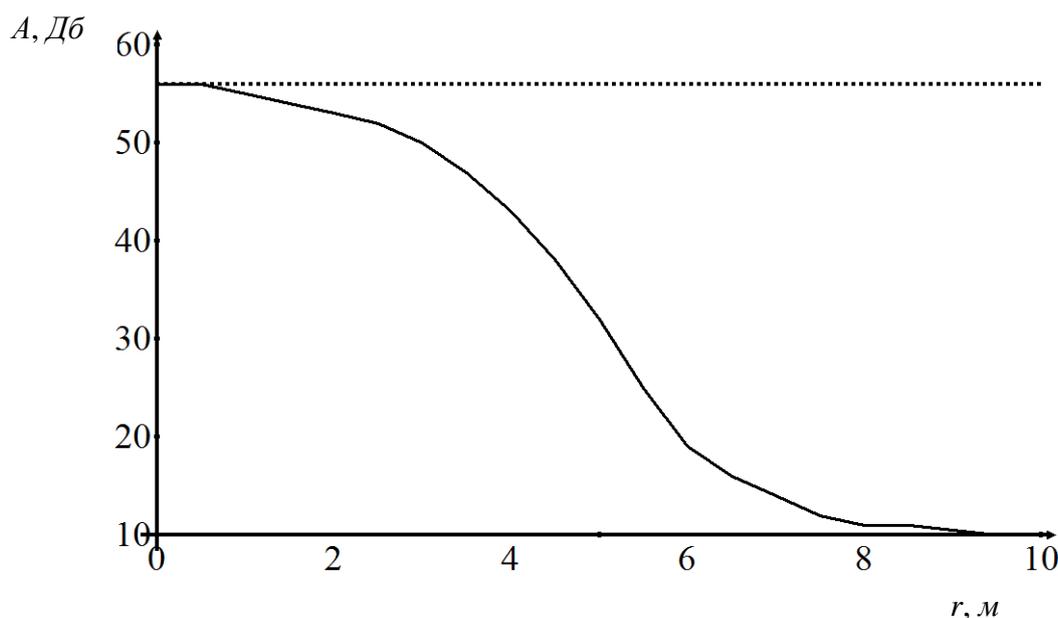


Рисунок 2 - Зависимость амплитуды звуковых волн, переданных лазерным лучом и полученных инфракрасным излучателем от расстояния.

Из рисунка видно, что громкость звуковых волн уменьшается с расстоянием монотонно. Видимо, это связано с неудобством по мере увеличения расстояния настройки направленности лазерного излучения и значимым рассеянием лазерного луча атмосферой.

Следует отметить, что при небольших (до 3 метров) расстояниях значения амплитуды принятых звуковых сигналов практически близки к реальному, т.е. эталонному значению громкости акустических волн, в промежутке от 3 до 8 метров наблюдается резкое падение амплитуды, а начиная с расстояния 8 метров переданные сигналы становятся практически неслышимыми.

Итак, резюмируя вышеизложенное можно сделать вывод в том, что акустические волны можно передать с помощью лазерных лучей даже через атмосферу на сравнительно небольшие расстояния без особых искажений. Уменьшение громкости сигналов от расстояния можно объяснить не плохой модуляцией выбранной экспериментальной установки, а лишь неудобством передачи оптических волн через атмосферу. Для более целостной и качественной передачи звуковых сигналов на расстояния целесообразно передать модулированную несущую частоту через современные оптические волокна. Данный опыт демонстрирует возможность использования лазерных лучей в качестве несущей волны при передаче, приеме, а также обработке сигналов.

Работа выполнена при финансовой поддержке совместного гранта Узбекистан-Беларусь № ИЛ-432105684.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ю.Г. Соколовская, Н.Б. Подымова, А.А. Карабутов. Лазерный оптико-акустический метод количественной оценки пористости углепластиков на основе измерения их акустического импеданса // Акустический журнал. - 2020. - Т. 66, № 1. - С. 86-94.
2. Т.Р. Мурадян и др. Модуляция интенсивности отраженного рентгеновского излучения и управление ее параметрами при наличии объемных акустических волн // Известия НАН Армении. Физика. - 2015. - Т. 50, № 2. - С. 269-275.

**ПОПЕРЕЧНЫЙ ИЗГИБ ЛИСТА ГРАФЕНА ПО МОМЕНТНО-МЕМБРАННОЙ
КОНТИНУАЛЬНОЙ ТЕОРИИ УПРУГИХ ПЛАСТИН**

Саркисян С.О.

*Ширакский государственный университет,
в Гюмри, Республика Армения,
s_sargsyan@yahoo.com*

Методы механики деформируемого твёрдого тела получили широкое распространение для моделирования наноструктур.

Построение континуальных моделей деформаций двумерных наноматериалов, в частности графена, является одним из современных проблем прикладной механики твёрдых деформируемых тел.

Известно, что деформация кристаллических наноматериалов происходит по схеме «сдвиг плюс поворот» [1-3]. Обосновано также утверждение о том, что при изучении деформаций двумерных наноматериалов по континуальной теории (графена, нанотрубок, фуллерена), необходимо использование трехмерной моментной теории упругости с независимыми полями перемещений и вращений [4-8].

В настоящее время, актуально, для изучения деформаций двумерных наноматериалов по континуальной теории, построение на основе трехмерной моментной теории упругости адекватной математической модели упругих тонких пластин и оболочек, одновременно подчиняющей деформационной концепции «сдвиг плюс поворот».

Отметим, что есть существенное развитие в проблеме построения дискретных (или дискретно-континуальных) моделей двумерных наноматериалов (фуллерена, углеродной нанотрубки, графена), на основе учёта нецентрального силового и моментного взаимодействия между их атомами [4-8], но следует отметить, что остаётся актуальной проблема разработки подхода, позволяющий связывать дискретное (или дискретно-континуальное) описание решётки двумерного наноматериала с континуальной теорией упругих тонких оболочек и пластин, построенной на основе моментной теории упругости.

В работе [9], сначала построена континуальная одномерная стержневая модель линейной атомной цепочки (при общем случае её деформирования), когда в дискретной её модели взаимодействие между атомами - силовое (нецентральное) и моментное. С использованием построенной континуально-моментной стержневой модели и заменяя взаимодействие между атомами двумерного наноматериала стержневой этой моделью, построена дискретно-континуальная его модель, в частности, для графена. На примере графена, далее, предельным переходом, построены две континуальные модели его деформации: 1) модель плоского напряжённого состояния листа графена, 2) модель - его поперечного изгиба. Показано, что модель плоского напряжённого состояния графена идентична модели плоского напряжённого состояния моментно-мембранной упругой тонкой пластинки, а модель поперечного изгиба графена-модели поперечного изгиба моментно-мембранной упругой тонкой пластинки [10-12]. На основе сравнения соответствующих двух аналогичных моделей, определяются все шесть упругие постоянные моментной теории упругости для материала графена, через физические параметры атомной структуры этого материала.

Обобщая сказанное выше, можем констатировать, что моментно-мембранные модели плоского напряжённого состояния и поперечного изгиба упругих тонких пластин (с известными упругими постоянными), в настоящее время, можно трактовать как континуальные модели для соответствующих деформаций листа графена. Понятно, что этим самым, открываются широкие возможности, на основе этих моделей, в дальнейшем для изучения различных задач статики, динамики и устойчивости листа графена.

В данной работе приведены основная система уравнений, граничные условия и вариационный принцип типа Лагранжа для моментно-мембранной теории упругой пластинки при её поперечном изгибе и на основе этой теории рассматривается конкретная задача поперечного изгиба листа графена с соответствующими численными результатами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Физическая мезомеханика и компьютерное моделирование материалов: В 2-х т. / Под ред. В.Е. Панина. Новосибирск: Наука, 1995.
2. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики // Физическая мезомеханика. 1998. Т.1. №1. С. 5-22.
3. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Егорушкин В.Е. Основы физической мезомеханики структурно-неоднородных сред // Изв. РАН. МТТ. 2010. № 4. С. 8-29.
4. Кривцов А.М. Деформирование и разрушение твёрдых тел с микроструктурой. М.: Физматлит. 2007. 304с.
5. Иванова Е.А., Кривцов А.М., Морозов Н.Ф. Получение макроскопических соотношений упругости сложных кристаллических решёток с учётом моментных взаимодействий на микроуровне // Прикладная математика и механика. 2007. Т. 71. Вып. 4. С. 595-615.
6. Беринский И.Е., Иванова Е.А., Кривцов А.М., Морозов Н.Ф. Применение моментного взаимодействия к построению устойчивой модели кристаллической решётки графена // Известия РАН. Механика твёрдого тела. 2007. №5. С. 6-16.
7. Кузькин В.А., Кривцов А.М. Описание механических свойств графена с использованием частиц с вращательными степенями свободы // Доклады академии наук России. 2011. Т. 440. №4. С.476-479.
8. Современные проблемы механики. Механические свойства ковалентных кристаллов / Беринский И.Е. [и др.]; под общ. ред. Кривцова А.М., Лобода О.С. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та. 2014. 160 с.
9. Саркисян С.О. Дискретная и континуальная модели деформаций графена по моментной теории // Труды XX международной конференции «Современные проблемы механики сплошной среды» Том. 1. Ростов-на-Дону, 18-21 июня 2020г. Изд-во ЮФУ. С. 233-237.
10. Саркисян С.О. Модель тонких оболочек в моментной теории упругости с деформационной концепцией «сдвиг плюс поворот» // Физическая мезомеханика 2020. Т. 23. №4. С.13-19.
11. Саркисян С.О. Вариационные принципы моментно-мембранной теории оболочек // Вестник московск. ун-та. Серия 1. Математика. Механика. 2022. №1. С. 38-47.
12. Sargsyan S. H. Moment-Membrane model of a plate as a continual model of graphene deformations and a finite element method for its calculation// AIP Conference Proceedings 2448, Krasnoyarsk, Russia, 020020 (2021) <https://doi.org/10.1063/5.0073269>. P.020020.

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ
ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ**

**Блинова Е.Н.¹, Воронов В.Д.², Ишкиняев Э.Д.², Либман М.А.¹, Петровский В. Н.²,
Шурыгина Н.А.¹**

¹ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия

²НИЯУ «МИФИ», г. Москва, Россия

E-mail: blinova_en@rambler.ru

Создание металлических материалов, сочетающих в себе одновременно достаточно высокие прочностные и пластические характеристики возможно путем реализации композитных структур, представляющих собой сочетание в определенной последовательности макроскопических областей, одна из которых обладает высокой прочностью, а другая – высокой пластичностью. В работах [1-3] продемонстрирована возможность создания таких композитных материалов на основе сплавов системы железо-хром-никель аустенитно-мартенситного класса, в которых высокопрочные области – мартенсит можно получить в результате мега пластической деформации, при которой реализуется прямое мартенситное превращение, а пластичные – путем лазерной термической обработки при температурах выше температуры обратного мартенситного превращения, в результате которого образуется аустенит. В указанных работах были детально изучены механические свойства каждой составляющей такого композитного материала, а также структура границы между ними. Важно отметить в этой связи, что использование термической обработки лазерным излучением позволило существенно повысить прочность пластичного аустенита. В настоящей работе продолжены исследования, связанные с созданием композитных материалов, сочетающих высокие прочностные и пластические характеристики и, в частности, определены кривые напряжение – деформация $\sigma(\epsilon)$ для образцов с различным распределением пластичных областей.

Для проведения исследований был выбран сплав системы железо-хром-никель следующего состава (вес%%): С <0.02; Cr-18.31; Ni-9.65; Si-0.3; Mn-0.032; P-0.004; S-0.006; ост. -Fe. В этом сплаве температура прямого мартенситного превращения находится ниже 0°C, а обратное мартенситное превращение начинается при температуре ~600°C, а заканчивается при ~800°C. Для получения высокопрочного мартенсита использовалась холодная пластическая деформация (прокатка) при комнатной температуре со степенями обжатия не менее 75%. Деформация такой интенсивности обеспечивала практически полное превращение исходного аустенита в мартенсит. Для создания макроскопических областей пластичного аустенита заданных размеров и формы, распределенных определенным образом внутри мартенситной матрицы, применялась термическая обработка лазерным излучением, локальность которой обеспечивала получение областей практически любой формы.

При проведении лазерной термической обработки основную сложность представляет поддержание температуры, необходимой для образования областей аустенита и обеспечение однородности нагрева по всему объему образца. Для предотвращения перегрева использовался источник энергии с максимально однородным распределением плотности мощности. При этом варьировались параметры лазерного воздействия. Были исследованы различные способы обработки на возможность обеспечения устойчивого нагрева до требуемых температур: движущийся с низкой скоростью (до 2 мм/с) источник лазерного излучения с

прямоугольным близким к однородному профилем интенсивности размерами 11x2 мм, неподвижный источник с однородным прямоугольным пятном и сканирование области с высокой скоростью обработки (более 1000 мм/с). Перед экспериментальным исследованием была построена модель лазерного нагрева с использованием метода конечных элементов. На основе построенной модели были подобраны режимы для обработки различными оптическими системами, а также была выбрана форма оснастки, необходимая для получения изотропного теплоотода материала. Для контроля результатов термической обработки использовались измерения спонтанной намагниченности и микротвердости образующихся областей.

На рис. 1 приведены схемы образцов, содержащих области высокопрочного мартенсита (светлые области) и пластичного аустенита (темные области), причем объемная доля аустенита была во всех случаях одинакова.

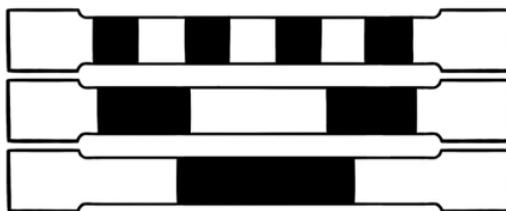


Рисунок 1 -Схематичное изображение образцов, подвергнутых термической обработке лазерным излучением.

Проведенные эксперименты показали, что наиболее равномерную по длине образца температуру термообработки можно получить при использовании сканатора. Однако, обработка сканированием обладает низкой адаптацией к изменению геометрии обрабатываемой области. Неподвижный источник с прямоугольным пятном не даёт равномерного нагрева из-за неоднородности профиля пятна. Оптимальной является методика обработки движущимся прямоугольным пятном с использованием «маски» для получения заданного геометрического распределения областей (рис.1). На рис.2 приведены образцы выбранного для исследования сплава в исходном мартенситном состоянии (образец 0), а также после термической обработки, приведшей к образованию аустенита (образцы 1-4) после разрушения на разрывной машине.

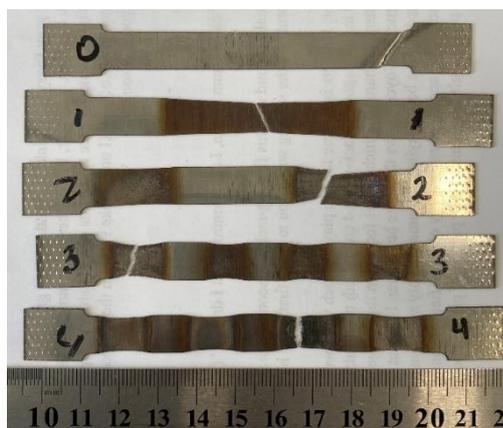


Рисунок 2 - Образцы исследованного сплава с различным сочетанием областей аустенита, полученного в результате лазерной термической обработки после разрушения в разрывной машине.

Кривые $\sigma(\epsilon)$ для образцов, содержащих исключительно мартенсит, а также мартенсит и аустенит в различных сочетаниях приведены на рис. 3.

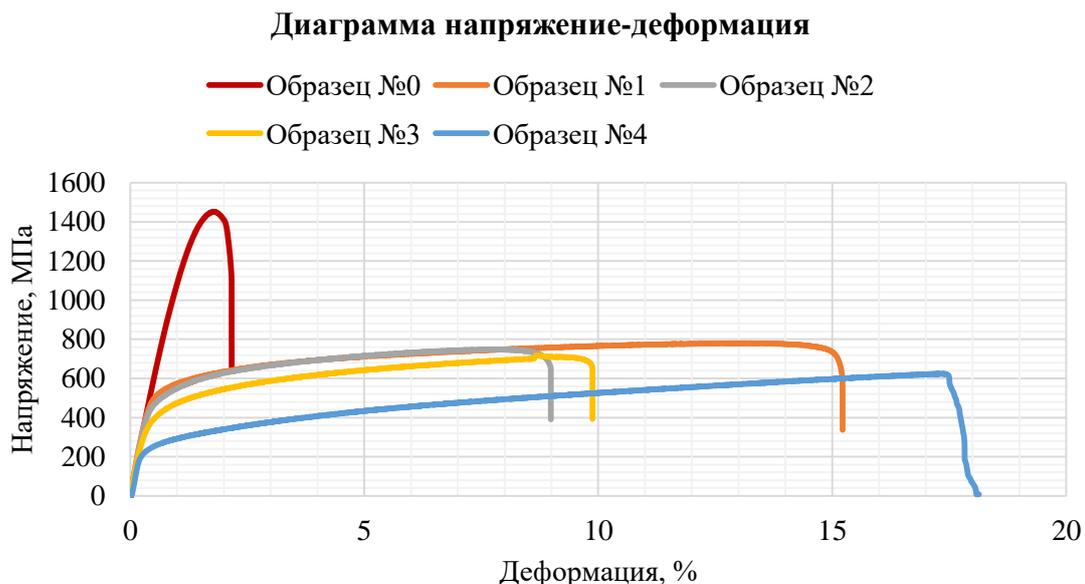


Рисунок 3 - Диаграммы $\sigma(\epsilon)$ в различных структурных состояниях

Из приведенных на рис. 3 результатов измерений механических свойств выбранного сплава следует, что появление в результате термической обработки лазерным излучением областей пластичного аустенита существенным образом влияет на форму кривых $\sigma(\epsilon)$. При этом их форма зависит от распределения этих областей по длине образца. Таким образом, использование лазерной термической обработки, которая формирует макроскопическую структуру композиционного материала, позволяет получать различные сочетания и размеры областей аустенита, что в свою очередь обеспечивает необходимое сочетание прочностных и пластических характеристик.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 20-08-00591 а).

ЛИТЕРАТУРА

1. Андреев А. О., Галкин М.П., Либман М. А. Миронов В.Д., Петровский В.Н., Эстрин Э.И. Применение лазерной термической обработки для создания градиентных материалов на основе системы Fe-Cr-Ni //МиТОМ. 2014. №1. С. 50-53.
2. Блинова Е. Н., Либман М.А., Петровский В.Н., Пименов Е. В. Принципы создания материалов с пространственным распределением макроскопических областей с различными физическими и механическими свойствами //Сталь. 2021. №11. С. 46–49.
3. Блинова Е. Н., Глезер А. М., Либман М.А., Эстрин Э. И. Строение переходной зоны мартенсит-аустенит после локального импульсного нагрева мартенсита. //Известия высших учебных заведений. Физика. 2014. Т.57. №4. С. 8–13.

**МЕХАНОТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНА
BT1-0 ПРИ ИСПЫТАНИИ В РЕЖИМЕ ПОЛЗУЧЕСТИ**

**Кадо́мцев А.Г.¹, Бетехтин В.И.¹, Нарыкова М.В.¹, Лихачев А.И.¹,
Колобов Ю.Р.²**

¹*ФТИ им. А.Ф. Иоффе,*

Санкт-Петербург, Россия

²*Институт проблем химической физики РАН,
Черноголовка, Россия*

Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Задачей работы являлось исследование стабильности структуры образцов титана BT1-0 (аналог Grade-4) в процессе высокотемпературной ползучести при разных напряжениях и, соответственно, времени испытания при температуре, соответствующей верхней границе стабильности при свободном отжиге. Известно [1], что при свободном отжиге структура данного титана стабильна при 350°C в течение десятков часов.

В работе использовались образцы титана BT1-0, в которых методом интенсивной пластической деформации была создано наноструктурированное (НС) состояние со средним размером зерна 200 нм. Испытания на растяжение в режиме ползучести проводились при температуре 350°C и напряжениях до 350 МПа. Перед испытанием длительность выхода на температурный режим составляла около 1 часа.

Образцы титана до и после испытаний на ползучесть были изучены методами электронной микроскопии - получены распределения зерен по размерам, их аспектным соотношениям, межзеренным разориентациям и информация о текстуре. Исследование методом ДОРЭ проводилось на растровом электронном микроскопе JSM 7001F (JEOL, Япония), оснащенным детектором HKL Nordlys EBSD Detector. Образец облучался электронным пучком с энергией 10 keV под углом 70° к нормали. При сканировании пучком области поверхности в каждой точке регистрировалась дифракционная картина, по результатам автоматической расшифровки которой определялась ориентация кристалла [2]. Размер области сканирования 10×10 мкм, шаг сканирования 50 нм.

В данной работе были получены карты распределения ориентаций для образцов Ti (НС состояние), испытанных на растяжение в режиме ползучести, при этом долговечность менялась в диапазоне от 10 до 10⁵ с. Все представленные в работе данные о структуре были получены из анализа измеренных карт ориентаций.

Установлено, что в исходном образце (до испытаний) доля наноразмерных зерен составляют около 80%. Испытание при температуре 350°C на протяжении 100 с практически не приводит к изменению распределения зерен по размерам. В случае более длительного испытания (5·10⁴ с) наблюдается образование небольшого количества более крупных зерен и размеры некоторых из них достигают значений 1 ÷ 2.5 мкм. При этом по-прежнему, существенную часть материала занимают зерна размером менее 400 нм.

Изучение распределения зерен по аспектному соотношению показало, что более 85% зерен имеют аспектное соотношение 1 ÷ 3 (как и до испытаний). Такая вытянутая форма зерен может свидетельствовать о затрудненном зернограничном проскальзывании в НС титане, что должно положительно сказаться на его сопротивлении ползучести. Во всех исследуемых образцах обнаружена ограниченная

аксиальная текстура <01-10> с осью текстуры, ориентированной вдоль направления прокатки.

Анализ полученных результатов показал, что при небольших временах испытаний ($10 - 10^3$ s) структура материала остается практически стабильной. При временах испытаний более 10^4 s в образцах наблюдается образование некоторого количества крупных зерен, что, вероятно, обусловлено процессами динамической рекристаллизации. При этом для всех исследованных образцов установлено, что вблизи поверхности разрушения происходит «измельчение» зеренной структуры.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. M.V. Narykova , A.G. Kadomtsev , V.I Betekhtin et al. J. Phys.: Conf. Ser., 1697, 1, #012113.
2. Adams B.L., Wright S.I., Kunze K. Met. Trans, 24A, 819, 1993.

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА
Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ ВОЛОЧЕНИЕ**

**Кудряшова А.А.¹, Шереметьев В.А.¹, Лукашевич К.Е.¹, Деркач М.А.¹,
Андреев В.А.², Прокошкин С.Д.¹**

¹НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

²Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН,
Москва, Россия
kudryashova@misis.ru

В настоящее время существует потребность в получении полуфабрикатов с повышенным комплексом функциональных свойств, обеспечивающих высокий уровень биологической и биомеханической совместимости с костной тканью, для изготовления ортопедических имплантатов. Данным требованиям отвечают метастабильные безникелевые сплавы с памятью формы (СПФ) на основе систем Ti-Nb и Ti-Zr.

Обработка металлов давлением, один из наиболее прогрессивных способов получения изделий из металлов, позволяет улучшить свойства и структуру, качество поверхности и точность размеров изделий. Для полуфабрикатов мелкого сечения (проволоки) особый интерес представляет волочение. Холодное волочение с использованием качественной смазки и инструмента рационального профиля позволяет получать протянутое изделие с гладкой блестящей поверхностью и достаточно точными размерами поперечного сечения. За счет формирования сильно вытянутой изотропной структуры волочением расширяются возможности выбора режима термической обработки для управления морфологией зерен и формирования явно выраженной кристаллографической текстуры материала, что в целом может значительно повысить комплекс функциональных свойств.

В работах [1], [2] показано, что волочение эффективно применяется для никелида титана. По заданным температурно-деформационным режимам возможно получать проволоку из никелида титана диаметром от 0,5 до 2,8 мм с высокими механическими и функциональными свойствами (диаметр 0,8 мм, предел прочности $\sigma_b = 1100$ МПа, относительное удлинение $\delta = 25\%$, полностью обратимая деформация $\epsilon_r = 8\%$) [1]. Проволоки из аморфного/нанокристаллического никелида титана диаметром 0,3 мм после термомеханической обработки (ТМО), включающей волочение, демонстрируют высокую прочность ($\sigma_b \approx 2$ ГПа) и большую обратимую деформацию ($\epsilon_r > 5\%$). Эффективность волочения в цикле ТМО как операции, которая способствует формированию благоприятной кристаллографической текстуры, была показана на сплавах СПФ NiTiPt и NiTi [3].

Цель данной работы: исследование влияния комбинированной ТМО по новой схеме, включающей волочение, на структуру, текстуру и фазовое состояние сверхупругого сплава Ti-Zr-Nb с целью достижения высокого комплекса механических и функциональных свойств.

Объект данного исследования – СПФ Ti-18Zr-15Nb (в ат.%), полученный методом вакуумно-индукционной плавки и подвергнутый ротационной ковке при $T = 25$ °С ($e = 1,46$) и $T = 700$ °С ($e = 1,35$). Для получения проволоки было применено волочение с умеренными и интенсивными степенями деформации ($e = 0,52 - 3,3$) и последеформационный отжиг при $T = 500-750$ °С в течение 5-30 минут.

При помощи световой микроскопии оценивали зеренную структуру. Рентгеноструктурный анализ позволил получить данные о фазовом составе сплава и кристаллической структуре фаз. Механические свойства определяли из полученных после статических испытаний на растяжение до разрушения диаграмм деформации растяжением. Испытания на сверхупругость проводили по схеме: «деформация на 0,5% - разгрузка» с увеличением деформации в каждом последующем цикле на 0,5% для оценки функциональных свойств.

Исследование влияния ТМО, включающей волочение, позволит получить новые данные о структурообразовании и установить взаимосвязь обработка-структура-свойства. Эти результаты откроют новые возможности для дальнейшей разработки новых технологий изготовления полуфабрикатов из сплавов системы Ti-Zr-Nb с повышенным комплексом функциональных свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №22-29-01562).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] В.А. Андреев, В.С. Юсупов, М.М. Перкас, Р.Д. Карелин, С.А. Бондарева. Технологические особенности получения проволоки диаметром 0.5-2.8 мм из сплавов с памятью формы на основе никелида титана методом горячего волочения. Сплавы с эффектом памяти формы. Третья Международная научная конференция (Челябинск, Россия, 16–20 авг. 2018 г.): сборник материалов конференции / Изд-во Челяб. гос. ун-та, 2018, с. 73.

[2] K. Tsuchiya, Y. Hada, T. Koyano, K. Nakajima, M. Ohnuma, T. Koike, Y. Todaka, M. Umehotob. Production of TiNi amorphous/nanocrystalline wires with high strength and elastic modulus by severe cold drawing. Scripta Materialia. 2009, v. 60, pp. 749-752.

[3] B. Lin, K. Gall, H. J. Maier, R. Waldron. Structure and thermomechanical behavior of NiTiPt shape memory alloy wires. Acta Biomaterialia. 2009, v. 5, pp. 257-267.

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СИЛОВЫХ РЕЖИМОВ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИЯ НА
ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА $Ti_{49}Ni_{51}$ ПРИ АКТИВНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ И
ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ВЫДЕРЖКЕ**

Иванов А.М.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Андреев В.А.²

¹Санкт-Петербургский Государственный Университет,
Санкт-Петербург, Россия

²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия

E-mail: ileavenovasky@gmail.com

Изменение обратимой деформации сплавов на основе TiNi в процессе выдержки при постоянных напряжении и температуре открывает широкие перспективы в использовании таких материалов в качестве рабочего элемента в устройствах многократного действия. Поскольку важной характеристикой таких устройств является циклическая стабильность проявления функциональных свойств, то целью данной работы стало изучение поведения сплава TiNi при повторяющихся механоциклах с промежуточной выдержкой.

В качестве рабочего материала был выбран закаленный сплав $Ti_{49}Ni_{51}$, поскольку в этом материале ранее было обнаружено максимальное изменение обратимой деформации (6.1 %) в процессе выдержки под постоянным напряжением 300 МПа. Проволочные образцы сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ диаметром 1,5 мм, длиной 100 мм были закалены от 850 °С в воде, а также были подвержены 100 теплосменам в интервале температур $-196 \div 100$ °С для стабилизации свойств сплава. Затем образцы охлаждали до температуры выдержки T^* , деформировали, выдерживали в течение 15 минут и разгружали. Далее цикл повторяли. Устройства, использующие возможность деформирования сплава в изотермических условиях, могут работать в двух режимах: с постоянным размахом деформации или с постоянной амплитудой напряжения. В связи с этим, образцы в каждом цикле деформировали до одного и того же напряжения (режим I) или до одной и той же деформации (режим II). Производили 10 циклов с напряжением σ , равным 150 или 300 МПа. Температуру T^* выбирали равной температуре начала прямого превращения под напряжением $\sigma (M_n^\sigma)$, поскольку максимальное изменение деформации наблюдалось в процессе выдержки при этой температуре.

Максимальное изменение деформации в процессе выдержки наблюдали в первом цикле. Вне зависимости от режима механоциклирования, с циклами наблюдается уменьшение величины накопленной деформации с 6 % до 0.2 %, если выдержку проводили под нагрузкой 300 МПа, а также с 1.7% до 0.7 % в случае напряжения равного 150 МПа. Увеличение номера цикла приводит к уменьшению величин фазового предела текучести и необратимой деформации. Более того, зависимость фазового предела текучести от номера цикла не зависит от режима механоциклирования, однако зависит от приложенной нагрузки. Чем больше напряжение, тем больше падение фазового предела текучести за 10 циклов. Обнаружено, что с циклами увеличивается наклон плато псевдоупругого участка, что говорит об увеличении упругой энергии, связанной с мартенситным превращением. Это означает, что для увеличения доли мартенсита в процессе выдержки, необходимо обеспечить большой термодинамический стимул, по сравнению с первым циклом.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант №18-19-00226-П).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ ЧЕРЕЗ НЕПОЛНЫЙ ПРЯМОЙ ПЕРЕХОД НА ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ti₅₀Ni₅₀

Поникарова И.В., Егоров П.А., Реснина Н.Н., Беляев С.П.

Санкт-Петербургский государственный университет,

г. Санкт-Петербург, Россия

e-mail: ivp2001@yandex.ru

Ранее было обнаружено, что после охлаждения под нагрузкой величина эффекта стабилизации мартенсита зависит от доли температурного интервала прямого перехода. Установлено, что уменьшение доли прямого перехода уменьшает величину этого эффекта. Целью данной работы было исследование влияния термоциклирования под нагрузкой через неполный интервал прямого перехода на величину эффекта стабилизации мартенсита в сплаве Ti₅₀Ni₅₀.

Испытания производили на плоских образцах сплава Ti₅₀Ni₅₀ толщиной 0,8 мм, длиной и шириной рабочей части 40 мм и 4 мм, соответственно. Образцы закаливали от 900 °С 10 мин в воду с последующим отжигом при 500 °С в течение 2 часов. После такой термообработки в цикле «охлаждение под напряжением 200 МПа, разгрузка, нагрев» сплав претерпевал B2↔B19' мартенситное превращение при температурах: Mn = 82 °С, Mk = 61 °С, An = 94 °С, Ak = 126 °С. После указанной термообработки часть образцов подвергали 100 термоциклам через температурный интервал превращения для стабилизации температур переходов. Предварительное термоциклирование в свободном состоянии привело к тому, что температуры мартенситных переходов уменьшились и составили: Mn = 70 °С, Mk = 46 °С, An = 82 °С, Ak = 107 °С. Образцы в аустенитном состоянии нагружали до 200 МПа и охлаждали под напряжением до температуры, при которой реализуется 50% прямого превращения, после чего разгружали и нагревали через температурный интервал обратного перехода и повторяли эту процедуру несколько раз. В каждом цикле понижали температуру, при которой останавливали охлаждение, чтобы обеспечить одинаковую деформацию, накапливающуюся при охлаждении, а значит и долю прямого перехода.

Установлено, что в образцах, которые не были подвергнуты предварительным 100 термоциклам, величина эффекта памяти формы увеличивается, а эффект стабилизации мартенсита и величина необратимой деформации уменьшаются в первых 4 циклах. При дальнейшем термоциклировании эти величины не меняются. В образцах, подвергнутых предварительным 100 термоциклам, величина эффекта стабилизации мартенсита для температуры Ak уменьшается, а для температуры An не меняется. Это приводит к уменьшению температурного интервала, при котором реализуется эффект памяти формы. При этом величина обратимой деформации не меняется, а необратимая деформация не наблюдается.

Таким образом, результаты работы показали, что, если в первом цикле доля прямого перехода и напряжение такие, что эффект стабилизации мартенсита минимален, то при дальнейшем термоциклировании величина этого эффекта не возрастает, а даже уменьшается. Это наблюдается как в отожженном сплаве, так и в сплаве, который был подвергнут термоциклированию после отжига. Вместе с тем, предварительное термоциклирование сплава в ненапряженном состоянии позволяет полностью подавить накопление необратимой деформации при термоциклировании под нагрузкой.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФ № 18-19-00226-П.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ДИНАМИЧЕСКИЙ ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Варюхин В.Н., Малашенко В.В., Малашенко Т.И.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк

Донецкий национальный университет, Донецк

Донецкий национальный технический университет, Донецк

E-mail: malashenko@donfti.ru

Исследование механических свойств бинарных сплавов и влияния на них структурных дефектов является весьма важным как для фундаментальных, так и для прикладных исследований, поскольку эти сплавы находят широкое применение в различных отраслях промышленности. В случае высокоэнергетических внешних воздействий функциональные материалы подвергаются высокоскоростной деформации. Она реализуется в таких технологически важных приложениях, как высокоскоростная обработка и формовка материалов, создание ударостойких материалов, пробивание защитных оболочек, ударное повреждение авиационных и космических летательных аппаратов и конструкций, при использовании сварки взрывом, при воздействии на материалы лазерными импульсами высокой мощности, при использовании метода динамического канально-углового прессования [1-4].

В ходе высокоскоростного деформирования скорость пластической деформации достигает значений $10^3 - 10^9 \text{ с}^{-1}$. В большинстве статей анализ высокоскоростной деформации выполняется с помощью метода молекулярной динамики, который позволяет изучить многие особенности взаимодействия движущихся дислокаций с другими структурными дефектами и визуализировать эффекты динамического взаимодействия. Однако этот метод не позволяет получить аналитические выражения зависимости механических свойств от скорости пластической деформации и характеристик структурных дефектов, таких как концентрация, размеры, параметр несоответствия. Развита нами теория динамического взаимодействия структурных дефектов позволяет в рамках единого подхода решить широкий круг задач о высокоскоростной деформации функциональных материалов и получать указанные выше аналитические выражения [5-9]. Механизм диссипации при динамическом взаимодействии со структурными дефектами заключается в необратимом переходе кинетической энергии дислокации в энергию ее поперечных колебаний в плоскости скольжения. Этот механизм диссипации оказывается весьма чувствительным к виду спектра дислокационных колебаний дислокации, прежде всего к наличию щели в этом спектре, поскольку именно от её наличия и величины зависит эффективность возбуждения дислокационных колебаний.

Указанные выше особенности приводят к тому, что в условиях высокоскоростной деформации влияние различных структурных дефектов на механические свойства сплавов могут существенно отличаться от их влияния при квазистатическом деформировании. Значительную роль начинают играть динамические эффекты и такой параметр, как время взаимодействия движущейся дислокации с тормозящим её структурным дефектом. Это время зависит как от скорости перемещения дислокации, так и от размера преодолеваемого ею дефекта. Если сплав содержит два типа дефектов, существенно различающихся своими геометрическими размерами, а, следовательно, и временем взаимодействия дислокации с такими дефектами, это приводит к появлению двух максимумов на скоростной зависимости динамического предела текучести такого сплава [7]. Такими дефектами могут быть зоны Гинье-Престона и легирующие добавки. Другое важное следствие наличия в сплаве таких структурных дефектов – изменение характера зависимости механических свойств от плотности дислокаций. Как известно, в случае квазистатической деформации зависимость предела текучести от плотности

дислокаций определяется соотношением Тейлора, согласно которому предел текучести металлов и сплавов пропорционален квадратному корню из плотности дислокаций

$$\tau_T = \alpha \mu b \sqrt{\rho}, \quad (1)$$

где μ – модуль сдвига, ρ – плотность дислокаций, α – безразмерный коэффициент порядка единицы, b – модуль вектора Бюргерса дислокации. Это соотношение является довольно универсальным. Авторы [10] наблюдали его выполнение при высокоскоростной деформации меди и стали. Однако при определённых условиях такая деформация приводит к нарушению соотношения Тейлора. Прочность бинарного сплава в условиях высокоскоростной деформации определяется силой динамического торможения дислокаций структурными дефектами. Сила динамического торможения зависит от того, какие дефекты вносят главный вклад в формирование спектральной щели и какие – непосредственно в создание динамического сопротивления движущейся дислокации. Доминирующее влияние тех или иных дефектов определяется их концентрацией и мощностью. Конкуренция динамического взаимодействия дислокаций с различными дефектами значительно усложняет характер зависимости механических свойств сплавов от плотности дислокаций. Как было показано в работе [8], в случае, когда основной вклад в торможение ансамбля движущихся дислокаций вносит торможение зонами Гинье-Престона, а основной вклад в формирование щели в спектре дислокационных колебаний – коллективное взаимодействие дислокаций, возникает нарушение соотношения Тейлора. Зависимость динамического предела текучести бинарного сплава от плотности дислокаций в этом случае становится немонотонной: корневой рост сменяется спадом. Максимум соответствует значению плотности, при которой вклад коллективного взаимодействия дислокаций в формирование спектральной щели начинает превосходить вклад коллективного взаимодействия точечных дефектов с движущимися дислокациями.

В настоящей работе рассмотрены ещё несколько случаев нарушения соотношения Тейлора. Один из них реализуется, когда коллективное взаимодействие точечных дефектов с движущейся дислокацией вносит главный вклад и в формирование дислокационного спектра колебаний, и в динамическое торможение дислокаций. Вклад коллективного взаимодействия легирующих добавок в формирование спектральной щели становится доминирующим при выполнении условия

$$n_d > \left(\frac{\rho b^2}{\chi} \right)^2, \quad (2)$$

где n_d – безразмерная концентрация легирующей примеси, χ – параметр её несоответствия. Численные оценки показывают, что такой случай может быть реализован, например, при $\rho \leq 10^{14} \text{ м}^{-2}$ и $n_d = 10^{-2} - 10^{-4}$.

Воспользовавшись результатами теории динамического взаимодействия структурных дефектов, получим в этом случае следующее выражение для динамического предела текучести бинарного сплава

$$\tau = \frac{\dot{\epsilon}}{\rho b} \left(\frac{\mu \chi \sqrt{n_d}}{c} + \frac{B}{b} \right) + \alpha \mu b \sqrt{\rho} \quad (3)$$

Здесь $\dot{\epsilon}$ – скорость пластической деформации, B – коэффициент фононного торможения дислокации.

Полученное выражение характеризуется немонотонной зависимостью динамического предела текучести от плотности дислокаций при высокой концентрации легирующих добавок. В исследуемом случае имеет место нарушение соотношения

Тейлора. С ростом плотности дислокаций происходит уменьшение предела текучести до некоторого минимального значения, после чего начинается его возрастание.

Если же коллективное взаимодействие атомов легирующей примеси с дислокациями вносит главный вклад в силу динамического торможения, а при формировании спектральной щели доминирующим является коллективное взаимодействие дислокаций между собой, зависимость динамического предела текучести от плотности дислокаций также является немонотонной и имеет минимум, однако убывание в этом случае становится более резким

$$\tau = \mu \frac{n_d \chi^2}{(\rho b^2)^2} \left(\frac{\dot{\varepsilon} b}{c} \right) + \alpha \mu b \sqrt{\rho}. \quad (4)$$

Подобная зависимость может наблюдаться и в состаренных бинарных сплавах, содержащих зоны Гинье-Престона. Она возникает, когда зоны Гинье-Престона дают основной вклад в динамическое торможение, а спектральная щель формируется в результате коллективного взаимодействия дислокаций. В этом случае убывание предела текучести становится более медленным

$$\tau_G = \mu \frac{n_G b R}{\sqrt{\rho}} + \alpha \mu b \sqrt{\rho}. \quad (5)$$

При больших скоростях деформации возникновение зависимости такого типа возможно и в чистых металлах

$$\tau = \frac{\dot{\varepsilon} B}{\rho b^2} + \alpha \mu b \sqrt{\rho}. \quad (6)$$

Такая зависимость действительно наблюдалась экспериментально [11].

Выполним численные оценки. Для значений $\rho = 5 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$, $b = 4 \cdot 10^{-10} \text{ м}$, $n_d = 10^{-2}$, $\chi = 10^{-1}$, $c = 3 \cdot 10^3 \text{ м/с}$, $B = 10^{-4} \text{ Па} \cdot \text{с}$, $\dot{\varepsilon} = 10^6 \text{ с}^{-1}$ получим значение динамического предела текучести $\tau = 10^8 \text{ Па}$, что по порядку величины соответствует экспериментальным значениям [11].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Smith R. F., J. H. Eggert, R. E. Rudd, D. C. Swift, C. A. Bolme, and G. W. Journal of Applied Physics.-2011.-V. 110.- P. 123515(1-11).
2. Tramontina D., Bringa E., P. Erhart, J. Hawreliak, T. Germann, R. Ravelo, A. Higginbotham, M. Suggit, J. Wark, N. Park, A. Stukowski, Tang Y. High Energy Density Physics.- 2014.- V. 10. P. 9-15.
3. Razorenov S.V. Matter and Radiation at Extremes.- 2018.- Vol. 3, № 4. -P. 145-158.
4. Mayer P. N., Mayer A. E. J. Appl. Phys. 120, 075901 (2016).
5. В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко. Известия РАН. Серия физическая. 2018.- Т. 82, № 9.- С. 37– 42.
6. Malashenko V. V. Physica B: Phys. Cond. Mat. – 2009. – Vol. 404, № 21. – P. 3890-3893.
7. Малашенко В.В. Физика твёрдого тела. – 2021.– Т. 63, № 9. – С. 1391-1393.
8. Малашенко В.В. Физика твёрдого тела. – 2020.– Т. 62, № 10. – С. 1683-1685.
9. Малашенко В.В. Физика твёрдого тела. – 2021.– Т. 63, № 12. – С. 2070-2072.
10. Разоренов С.В., Гаркушин Г.В., Астафурова Е.Г., Москвина В.А., Игнатова О.Н., Малышев А.Н., Ткаченко М.И. Физическая мезомеханика. – 2017. – Т. 20. – С. 43.
11. Haidong Fan, Qingyuan Wang, Jaafar A. El-Awady, Dierk Raabe, Michael Zaiser. Nat. Commun. – 2021. – Vol. 12. – P. 1845.

ЗАВИСИМОСТЬ ПОВЕДЕНИЯ ПЕРВИЧНОГО И МНОГОКРАТНЫХ СИГНАЛОВ ОДНОИМПУЛЬСНОГО ЭХА В НЕОДНОРОДНО УШИРЕННЫХ СИСТЕМАХ С ИЗИНГОВСКИМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ ОТ ЧАСТОТЫ ВОЗБУЖДАЮЩЕГО ИМПУЛЬСА

Колесенко В.М., Русецкий Г.А.

ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению»,

ул. П. Бровка 19, 220072 Минск, Беларусь

koles@physics.by

В последнее время большой интерес вызывает изучение ядерных систем со спин-спиновым взаимодействием [1,2]. В первую очередь это связано с перспективами их применения для обработки квантовой информации и для квантового моделирования.

К таким ядерным системам относятся, например манганиты. Для их изучения в работе [3] была предложена модель двухкомпонентной ядерной системы. Подобная модель может также использоваться для описания неоднородностей в кристалле, к которым могут приводить дислокации, деформации, дефекты в твердых телах.

Один из методов исследования рассмотренных систем основан на явлении спинового эха. Эхо может формироваться после одно- или двухимпульсного воздействия радиочастотного (РЧ) поля на неоднородно уширенную ядерную систему [4,5].

Особое внимание следует уделить сигналам одноимпульсного эха, которые наблюдаются после затухания свободной индукции при воздействии одного РЧ импульса [6–8]. Этот сигнал может быть эффективен для быстрого получения спектроскопической информации от спиновых систем. Экспресс-исследования ЯМР важны, например, в медицине [9]. Спиновое эхо также активно используется для изучения магнитоупорядоченных материалов [4,5,7].

В магнитоупорядоченных материалах ядерные спины сильно взаимодействуют друг с другом через электронно-упорядоченную подсистему (взаимодействие сул-накамуры). Спин-спиновое взаимодействие приводит к динамическому сдвигу частоты спектроскопических переходов в ядерной подсистеме и отвечает за сигналы многократного одноимпульсного эха (МОЭ), которые следуют за сигналом первичного одноимпульсного эха (ПОЭ). Такие МОЭ были обнаружены и теоретически описаны в различных магнитоупорядоченных материалах [4]. Однако зависимость характеристик этих сигналов от условий возбуждения в двухкомпонентных ядерных системах РЧ импульсом до конца не изучена.

Рассмотрим две неоднородно уширенные двухуровневые ядерные подсистемы двухкомпонентной среды с центральными частотами переходов ω_{01} и ω_{02} (рис. 1). Ядра этих подсистем связаны изинговским взаимодействием. Ядра возбуждаются РЧ импульсом с несущей частотой ω , длительностью τ и амплитудой B_R . Поскольку электронно-упорядоченная подсистема в магнитоупорядоченных материалах усиливает РЧ-импульс, ядра возбуждаются импульсом с эффективной амплитудой ηB_R , что соответствует эффективной частоте Раби $\omega_{ef} = \eta \omega_R = \eta \gamma B_R$ (где γ — гиромагнитное отношение, η — коэффициенты усиления радиочастотного поля на ядрах, ω_R — частота Раби). Обозначим через k_1 , k_2 и k_{12} — коэффициенты, характеризующие величину изинговского взаимодействия между ядрами, соответственно, внутри 1-ой и 2-ой подсистем и между подсистемами. Где m_0 — намагнитченность в равновесии (без радиочастотного поля). Будем считать, что ядра равномерно распределены по объему образца, расположены в узлах кубической решетки и взаимодействуют только с ближайшими соседями. Поскольку скорость

обратимой фазовой релаксации в твердых телах значительно превышает скорость энергетической и фазовой необратимой релаксации, влиянием последней мы пренебрегаем. Мы предполагаем, что форм-фактор неоднородно уширенных линий описывается функцией Гаусса $g(\Delta)$ с полушириной на полувысоте σ .

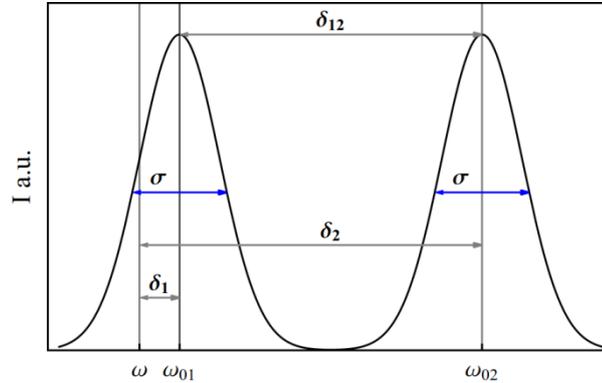


Рисунок 1 - Схематическое изображение спектра двухкомпонентной ядерной системы.

$$\delta_1 = \omega_{01} - \omega, \quad \delta_2 = \delta_1 + \delta_{12}, \quad \delta_{12} = \omega_{02} - \omega_{01}$$

Рассмотрим отклик только одной (первой) ядерной подсистемы, который генерируется после воздействия импульса. Сигнал от второй подсистемы будет описываться аналогичными уравнениями. Откликом двухкомпонентной системы будет суперпозиция сигналов от каждой из подсистем. По аналогии с работой [3] получаем уравнение для поперечной составляющей намагниченности первой подсистемы:

$$\langle\langle m_{\perp} \rangle\rangle = A_2 \sum_{n=-\infty}^{+\infty} A_1^n, \quad (1)$$

Где

$$A_1^n = \int_{-\infty}^{\infty} F_n \exp[i(-n\beta_1\tau + (\Delta_1 + \delta_1 + 3k_1(\delta_1 + \Delta_1)^2 / \beta_1^2)t)] g(\Delta_1) d\Delta_1, \quad (2)$$

$$A_2 = \int_{-\infty}^{\infty} \exp[i(3k_{12} / \beta_2^2)((\delta_2 + \Delta_2)^2 + \eta^2\omega_R^2 \cos(\beta_2\tau))t] g(\Delta_2) d\Delta_2, \quad (3)$$

$$F_n = \sum_{q=-1}^1 2^{-q^2} e^{i\pi(q-n)/2} J_{-n-q} \left((\eta\omega_R / \beta_1)^2 3k_1 t \right) \frac{\eta\omega_R (\Delta_1 + \delta_1 + q\beta_1)}{\beta_1^2}, \quad (4)$$

$\beta_{1,2} = \sqrt{(\delta_{1,2} + \Delta_{1,2})^2 + \eta^2\omega_R^2}$, $\Delta_{1,2} = \omega_{n1,n2} - \omega_{01,02}$, $\omega_{n1,n2}$ - ларморовские частоты прецессии ядер, время t отсчитывается от окончания РЧ импульса.

Поведение сигнала свободной индукции (СИ) описывается мнимой частью (1). Таким образом, СИ можно представить в виде суммы, слагаемое которой с номером $n=0$ описывает затухание колебаний намагниченности (начальная часть СИ) возникающая сразу после окончания РЧ импульса. Члены суммы (1) с номерами $n=\pm 1$ описывают сигнал ПОЭ. Остальные слагаемые, которые имеют соответственно номера $n=\pm 2, \pm 3, \pm 4, \dots$ отвечают за МОЭ с кратностью, равной модулю индекса этих слагаемых.

Аналитические выражения (1) - (4) позволяют отдельно проанализировать поведение слагаемых СИ. Анализ этих выражений показывает, что изинговское взаимодействие приводит к асимметрии СИ по отношению к знаку отстройки. Зависимости амплитуды начальной части СИ, ПОЭ и МОЭ от времени и отстройки несущей частоты РЧ импульса от центральной частоты спектроскопического перехода представлены на рис. 2. В реальном эксперименте сигналы наблюдаются при $t > 0$, но

для того, чтобы лучше представить вид слагаемого с $n = 0$ на рис.2а мы изобразили его и в области отрицательных времен.

Из рис. 2 а,b видно:

1) при $\delta_1 = 0$ и $t = 0$ амплитуда слагаемого, описывающего начальную часть СИ, становится равной нулю, в то время как амплитуда слагаемого, описывающего ПОЭ, становится максимальной;

2) когда значение δ_1 близко к величине $-\delta_{12}$, т.е. вторая подсистема возбуждается вблизи резонанса, то за счет спин-спинового взаимодействия между подсистемами вторая подсистема оказывает значительное влияние на сигнал первой подсистемы. Такой эффект заметен только для ПОЭ и МОЭ (рис.2b,c).

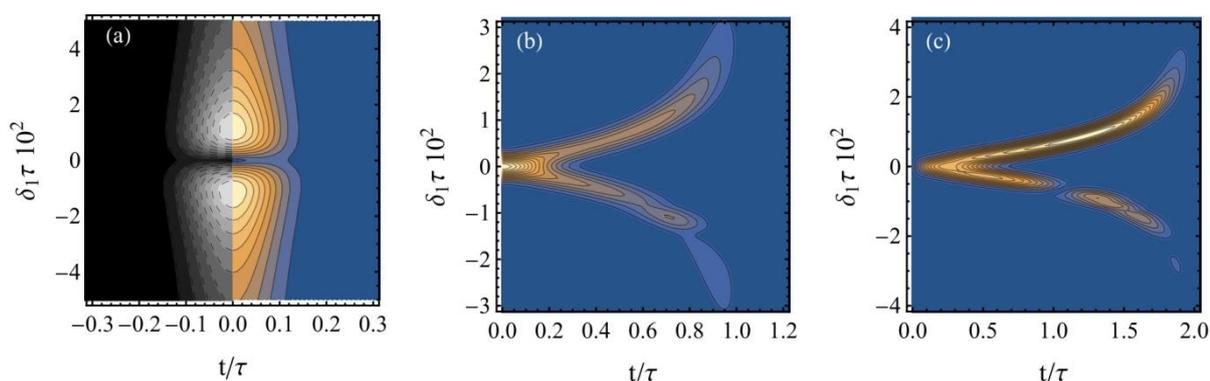


Рисунок 2 - Зависимость амплитуды начальной части СИ (а), ПОЭ (b) и первого МОЭ (с) от времени и отстройки: $\omega_{ef}\tau = 34.5$, $\sigma = 15$, $k_1 = 0.9$, $k_{12} = 0.9$, $\delta_{12}\tau = 113$.

Получено аналитическое описание свободного индукционного распада ядерных подсистем в двухкомпонентных магнитоупорядоченных материалах с учетом изинговского взаимодействия ядер. Показано, что спин-спиновое взаимодействие между подсистемами оказывает большее влияние на сигналы ПОЭ и МОЭ, чем на сигнал начальной части СИ.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] P.R. Zangara, D. Bendersky, H.M. Pastawski. Phys. Rev. A. 91, 42112 (2015).
- [2] M. Serbyn, D.A. Abanin. Phys. Rev. B. 96 (2017).
- [3] G.A. Rusetsky, V.M. Kolesenko, U. Shymanovich. Phys. Rev. B. 104, 216 (2021).
- [4] M.D. Zviadadze, G.I. Mamniashvili, T.O. Gegechkori, A.M. Akhalkatsi, T.A. Gavasheli. J Supercond Nov Magn. 26, 1405 (2013).
- [5] G. Mamniashvili, T. Gegechkori, A. Akhalkatsi, T. Gavasheli. J Supercond Nov Magn. 28, 911 (2015).
- [6] V.S. Kuz'min, V.M. Kolesenko. J Appl Spectrosc. 79, 390 (2012).
- [7] V.S. Kuz'min, V.M. Kolesenko. J Appl Spectrosc. 68, 480 (2001).
- [8] V.S. Kuzmin, A.P. Saiko. Fizika Tverdogo Tela. 31, 266 (1989).
- [9] N. Ben-Eliezer, D.K. Sodickson, K.T. Block. Magnetic resonance in medicine. 73, 809 (2015).

ЭВОЛЮЦИЯ СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ КОЛЬЦЕВЫХ ПРИВОДОВ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Помыткин С.П.¹⁾, Вьюненко Ю.Н.²⁾

¹⁾ Университет аэрокосмического приборостроения,

Санкт-Петербург, Россия

²⁾ ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД»,

Санкт-Петербург, Россия

sppom@yandex.ru

О кольцевых силовых пучковых элементах (КСПЭ), действующих в миниатюрных прессах типа ШеР (рис.1), подробно рассказано в монографии [1]. В этой работе показано влияние различных факторов на деформационно-силовые характеристики КСПЭ. Силовые возможности «металлических мышц» были определены специальными динамометрами ЛИНД (рис.2). Удалось показать, что генерация усилий многовитковыми силовыми элементами, изготовленными из проволоки сплава TiNi диаметром 2-2,5мм и массой ~30г, может достигать ~600Н, а в некоторых случаях и более высоких значений. Развитие силовых возможностей происходило при нагреве до температур аустенитного состояния «металлических мышц» в результате эффекта памяти формы (ЭПФ). В исходном состоянии силовые элементы представляют собой проволочные бухты в форме окружностей. Перед установкой в ШеР их деформировали, придавая им форму вытянутого овала. Это позволяло доводить начальную силу воздействия на пакет заготовок в прессе до 300Н – 500Н. В технологических экспериментах определили достаточность такого исходного изменения формы КСПЭ для выполнения производственной операции получения многослойных деталей. Однако данные об эволюции силового воздействия «металлических мышц» на пакет заготовок в течение технологического процесса отсутствовали. Полагаем, что эти сведения позволят использовать ШеРы в решении новых технологических задач.



Рисунок 1

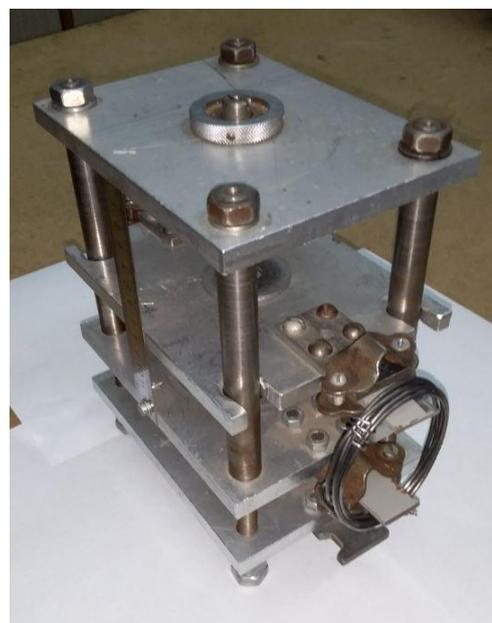


Рисунок 2

Анализ работы действующего технологического оборудования показал, что для достижения намеченной цели возможна несложная модернизация конструкции прессов ШеР. Достаточно сделать их основание упруго сжимаемым. На рис.3 слева

схематически показана стандартная конструкция пресса, а на рис.3 справа – модифицированный вариант устройства.

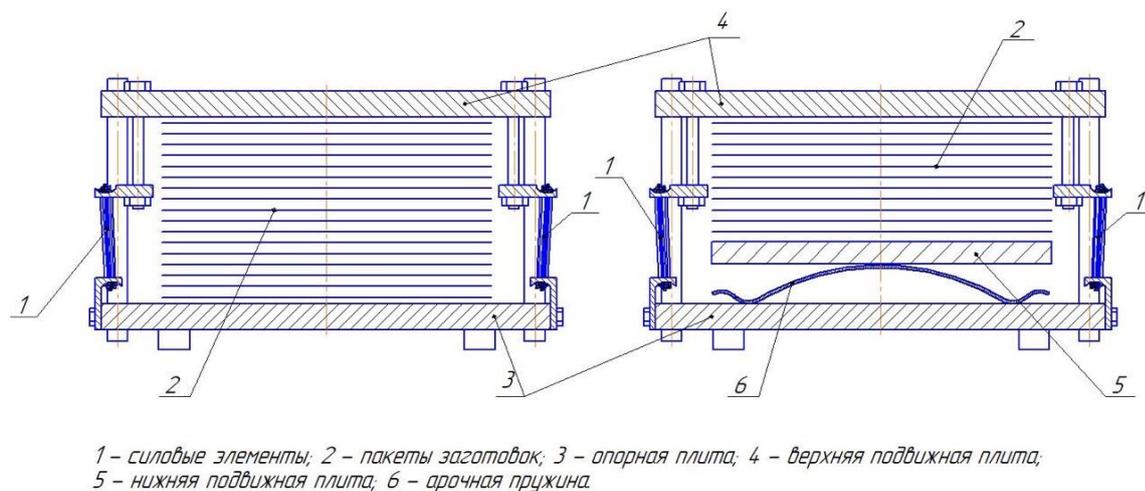


Рисунок 3

В отличие от стандартного пресса, основание которого представляет собой неподвижную плиту с захватами для кольцевых приводов, у модернизированного варианта основание состоит из неподвижной плиты, на которой размещены упругие арочные элементы. Они изготовлены из стали 65Г толщиной 1мм и шириной 50мм, изогнутые таким образом, что расстояние между опорными зонами равно 240мм. Максимальная высота арки – 28мм. На упругие элементы опирается нижняя подвижная пластина. На ней размещается пакет с заготовками. Верхние захваты КСПЭ расположены на подвижной плите, нижние – на неподвижной плите основания. Таким образом, по расстоянию от нижней подвижной пластины до плиты основания мы определяем силовые воздействия ШерА на пакет заготовок. Для этого предварительно определяется зависимость указанного геометрического параметра от силы, воздействующей на упругое основание пресса.

В технологическом эксперименте использовали упругое основание с тремя арочными упругими элементами. КСПЭ, установленные в ШерЕ, изготовлены из проволоки сплава TiNi, близкого к эквиаtomному состава, диаметром ~2мм. Конструкция КСПЭ – бухта, состоящая из пяти витков проволоки.

Миниатюрный пресс при комнатной температуре воздействовал на пакет заготовок с силой $F \sim 265\text{Н}$. При помещении пресса в термостат с температурой 126°C силовое воздействие сразу стало возрастать. Это обусловлено тем, что температура мартенситного превращения в материале «металлических мышц» значительно ниже исходной температуры термостата. С фазовым превращением развиваются деформационные процессы ЭПФ и генерация усилий. Через 7 минут силовые характеристики пресса достигают максимума $\sim 690\text{Н}$. В это время температура термостата снизилась до 122°C . Затем в результате уплотнения пакета заготовок его суммарная сила уменьшается до $\sim 630\text{Н}$ (рис.4, кривая 1). И в течение 50-ти минут заготовки находятся под постоянной нагрузкой. В этом временном интервале идёт прогрев пакета. Температура растёт со скоростью $0,18^\circ\text{град/мин}$ (рис.4, кривая 2).

В начале второго часа пакет прогревается достаточно для начала проникновения вибропоглощающей плёнки в волокна трикотажа. Идёт процесс сжатия заготовок, и начинается понижение силового воздействия на них. Через два часа при 135°C величина силы стала равной $\sim 170\text{Н}$. В этих условиях пресс был извлечён из термостата, и в дальнейшем отслеживалась эволюция силового воздействия в процессе естественного остывания при комнатной температуре.

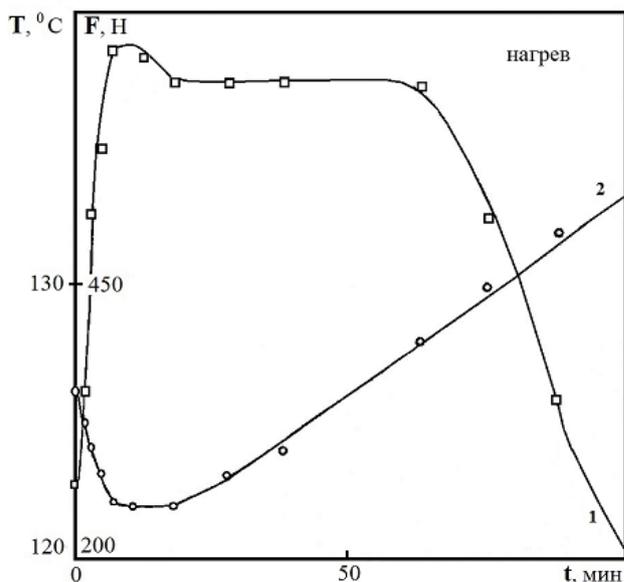


Рисунок 4

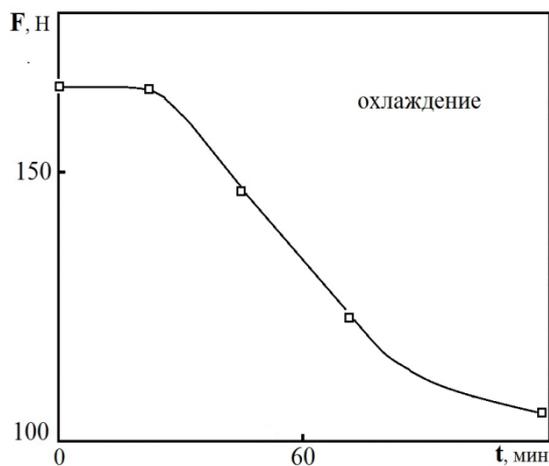


Рисунок 5

В течение 25 минут величина силы оставалась неизменной (рис.5). Затем силовое воздействие на пакет заготовок продолжило понижаться. Надо полагать, что вторая стадия уменьшения силы обусловлена «дефектом» упругих характеристик вблизи температур прямого мартенситного превращения, которое начинается в материале данной пары КСПЭ вблизи комнатной температуры.

Полученные результаты показали, что эволюция силового воздействия на обрабатываемые изделия в миниатюрных прессах типа ШеР является сложным процессом. Он зависит от материала и конструкции КСПЭ, а также от инициируемых в технологических операциях явлений. При этом предлагаемая конструкция упругого основания пресса, состоящего из неподвижной плиты, арочных упругих элементов и подвижной пластины, позволяет отследить по степени сжатия всю историю изменений величины силы. Таким образом, достаточно простое конструктивное решение позволяет выполнить поставленную технологическую задачу.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Вьюненко Ю.Н., Хлопков Е.А., Волков Г.А. Механические свойства «металлических мышц» из материалов с эффектом памяти формы // Перспективные материалы и технологии: монография: в 2-х томах / под. ред. В.В. Клубовича. Витебск: УО «ВГТУ», 2017. - Т.1. - С.412-429.

ТЕОРИЯ ЛАНДАУ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК В СПЛАВАХ Fe_3Al , ПОДВЕРГНУТЫХ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, В РАМКАХ НЕРАВНОВЕСНОЙ ЭВОЛЮЦИОННОЙ ТЕРМОДИНАМИКИ

Метлов Л.С.

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, 83114, Донецк,
Донецкий национальный университет, 83001, Донецк, Украина
e-mail: lsmet@donfti.ru*

Феноменологическая теория фазовых переходов порядок-беспорядок в сплавах и твердых растворах базируется на работах Хачатуряна, Кривоглаза, Смирнова и др. и отличается от классической теории фазовых переходов Ландау. В ней фигурирует концентрационный, а не симметричный, параметр порядка (ПП). Считается, что симметрия узлов решетки не меняется, а меняется лишь способ заполнения ее атомами компонентов. В то же время очевидно, что регулярное и не изотропное заполнение подрешеток в упорядоченном состоянии автоматически приведет к деформационному искажению решетки в целом, то есть к нарушению симметрии. Это позволяет вместо концентрационного ПП рассматривать деформационный ПП.

Сплав Fe_3Al образует объемноцентрированную кубическую решетку с четырьмя подрешетками. В неупорядоченном состоянии атомы железа и алюминия равномерно занимают все четыре подрешетки (группа симметрии $L10$), а в упорядоченном состоянии атомы алюминия концентрируются в одной из подрешеток (группа симметрии $D03$). Упорядоченные области разделены антифазными границами и чередуются, образуя тетрагональную симметрию. Все это позволяет провести аналогию задачи упорядочения сплавов с мартенситными фазовыми переходами, например, в сплавах Гейслера, и использовать имеющиеся готовые разработки в этой области.

Согласно, классической теории в сплаве Fe_3Al вводится две компоненты ПП [1]

$$S_1 = C_I - C_{III} + C_{II} - C_{IV}, \quad (1)$$

$$S_2 = C_{III} - C_{IV}, \quad (2)$$

где C_i – концентрация железа в подрешетках I, II, III и IV, соответственно.

Если алюминий сосредоточен в IV – й подрешетке, то

$$C_I = C_{II} = C_{III} = 1; \quad C_{IV} = 0 \quad \rightarrow \quad S_1 = 1; \quad S_2 = 1, \quad (3)$$

если в III – й, то

$$C_I = C_{II} = C_{IV} = 1; \quad C_{III} = 0 \quad \rightarrow \quad S_1 = 1; \quad S_2 = -1 \quad (4)$$

во II – й

$$C_I = C_{III} = C_{IV} = 1; \quad C_{II} = 0 \quad \rightarrow \quad S_1 = -1; \quad S_2 = 0 \quad (5)$$

и в I – й подрешетке:

$$C_{II} = C_{III} = C_{IV} = 1; \quad C_I = 0 \quad \rightarrow \quad S_1 = -1; \quad S_2 = 0 \quad (6)$$

Схематично распределение устойчивых упорядоченных состояний на плоскости компонентов ПП приведено на рис. 1, а. Как видно, корни устойчивых состояний ложатся по вершинам некоторого треугольника. Если совершить линейное преобразование

$$e_3 = \alpha_{11} S_1 + \alpha_{12} S_2; \quad (7)$$

$$e_2 = \alpha_{21} S_1 + \alpha_{22} S_2, \quad (8)$$

то коэффициенты α_{ij} можно выбрать таким образом, чтобы треугольник в новых координатах был правильным (рис. 1,б). Для этого достаточно положить $\alpha_{11} = 1$, $\alpha_{12} = -1/2$, $\alpha_{22} = \sqrt{3}/2$, $\alpha_{21} = 0$. Такое преобразование позволяет выделить тетрагональную симметрию задачи, относительно главной диагонали куба.

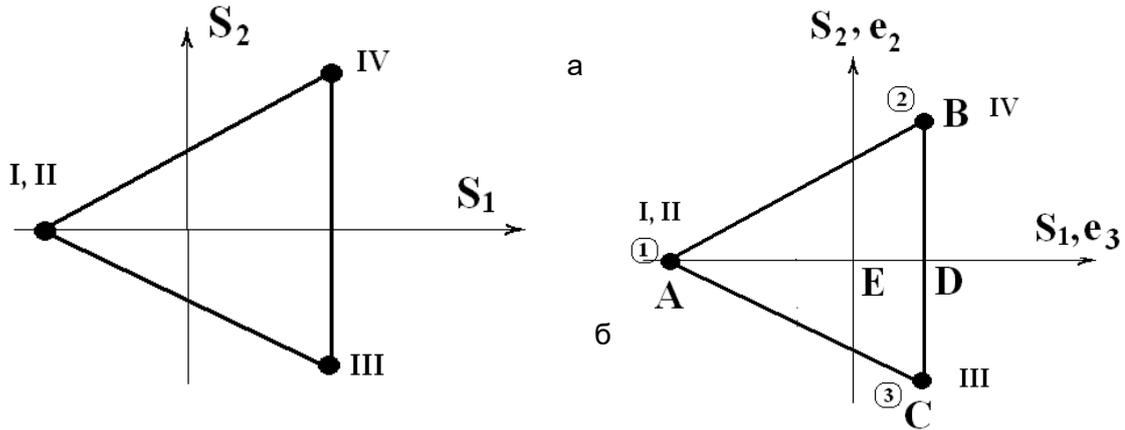


Рисунок 1

Распределение устойчивых вариантов фаз на плоскости компонентов ПП а) в исходном варианте ПП, б) после линейного преобразования; e_2, e_3 – деформационные ПП.

Пользуясь аналогией с мартенситными фазовыми переходами протекающих с тетрагональными искажениями подбираем стандартные комбинации ПП для свободной энергии. Простейший из них

$$f = \frac{1}{2}a(e_2^2 + e_3^2) + \frac{1}{3}be_3(e_3^2 - 3e_2^2) + \frac{1}{4}c(e_2^2 + e_3^2)^2, \quad (9)$$

которая согласно тетрагональной (диагональной) симметрии совпадает со структурной частью свободной энергии для сплава Гейслера [2]. Равновесные значения ПП определим из условия минимума для свободной энергии.

$$\frac{\partial f}{\partial e_2} = e_2(a - 2be_3 + c(e_2^2 + e_3^2)) = 0, \quad (10a)$$

$$\frac{\partial f}{\partial e_3} = e_3(a + be_3 + c(e_2^2 + e_3^2)) - b_2 e_2^2 = 0, \quad (10б)$$

Перейдем к процедуре неравновесной эволюционной термодинамики [3, 4]. Для этого найдем энтропию, связанную с ПП

$$s = -\frac{\partial f}{\partial T} = -\frac{1}{2} \frac{\partial a}{\partial T} (e_2^2 + e_3^2) - \frac{1}{3} \frac{\partial b}{\partial T} e_3 (e_3^2 - 3e_2^2) - \frac{1}{4} \frac{\partial c}{\partial T} (e_2^2 + e_3^2)^2. \quad (11)$$

Внутренняя энергия в этом случае будет равна

$$u = f + Ts = \frac{1}{2} \left(a - T \frac{\partial a}{\partial T} \right) (e_2^2 + e_3^2) + \frac{1}{3} \left(b - T \frac{\partial b}{\partial T} \right) e_3 (e_3^2 - 3e_2^2) + \frac{1}{4} \left(c - T \frac{\partial c}{\partial T} \right) (e_2^2 + e_3^2)^2 \quad (12)$$

или, вводя новые коэффициенты

$$u = \frac{1}{2} a' (e_2^2 + e_3^2) + b' e_3 (e_3^2 - 3e_2^2) + \frac{1}{4} c' (e_2^2 + e_3^2)^2 \quad (13)$$

где $a' = a - T \frac{da}{dT}$; $b' = b - T \frac{db}{dT}$; $c' = c - T \frac{dc}{dT}$, и в случае линейной зависимости для a и b от температуры $a = a_0(T - T_M)$, $b = b_0 + b_1 T$ и независимости от температуры коэффициента c получим $a' = -a_0 T_M$; $b' = b_0$; $c' = c$.

В этом случае соотношения аналогичные (2а) и (2б) для u превратятся в следующие

$$u_2 = \frac{\partial u}{\partial e_2} = e_2 (a' - 2b' e_3 + c' (e_2^2 + e_3^2)), \quad (14a)$$

$$u_3 = \frac{\partial u}{\partial e_3} = e_3(a' + b'e_3 + c'(e_2^2 + e_3^2)) - b'e_2^2. \quad (146)$$

Здесь u_2 и u_3 это дополнительная внутренняя энергия, связанная с возникновением ПП и, если ПП рассматривать, как дефект, то это энергия этого «дефекта». В случае, если все компоненты ПП равны нулю, то и энергия дефекта равна нулю. Причем в общем случае это неравновесная энергия дефекта. В равновесном варианте

$$u_2 = -e_{2eq} T \left(\frac{\partial a}{\partial T} - 2 \frac{\partial b}{\partial T} e_{3eq} + \frac{\partial c}{\partial T} (e_{2eq}^2 + e_{3eq}^2) \right), \quad (15a)$$

$$u_3 = -e_{3eq} T \left(\frac{\partial a}{\partial T} + \frac{\partial b}{\partial T} e_{3eq} + \frac{\partial c}{\partial T} (e_{2eq}^2 + e_{3eq}^2) \right) + T \frac{\partial b}{\partial T} e_{2eq}^2, \quad (156)$$

где равновесные значения ПП e_{2eq} и e_{3eq} берутся из решения системы уравнений (10).

Полная система эволюционных уравнений, включающая и эволюцию структурных дефектов в рамках неравновесной эволюционной термодинамики [3, 4] для данной задачи будет иметь вид.

$$\frac{\partial h_D}{\partial t} = \gamma_D \left(\varphi_{0D} - \varphi_{1D} h_D + \varphi_{e_2D} e_2 + \varphi_{e_3D} e_3 + \varphi_{gD} h_g \right) + f_D, \quad (16)$$

$$\frac{\partial h_g}{\partial t} = \gamma_g \left(\varphi_{0g} - \varphi_{1g} h_g + \varphi_{2g} h_g^2 - \varphi_{3g} h_g^3 + \varphi_{e_2g} e_2 + \varphi_{e_3g} e_3 + \varphi_{gD} h_D \right) + f_g, \quad (17)$$

$$\frac{\partial e_2}{\partial t} = \gamma_{e_2} \left(e_2 (a' - 2b'e_3 + c'(e_2^2 + e_3^2)) + \varphi_{e_2D} h_D + \varphi_{e_2g} h_g \right), \quad (18)$$

$$\frac{\partial e_3}{\partial t} = \chi_{e_3} \left(e_3 (a' + b'e_3 + c'(e_2^2 + e_3^2)) + \varphi_{e_3D} h_D + \varphi_{e_3g} h_g \right), \quad (19)$$

где h_D , h_g – плотности структурных дефектов, дислокаций и границ зерен, φ_{ij} – соответствующие энергетические константы, γ_i – соответствующие кинетические коэффициенты.

Полученная система эволюционных уравнений (16) – (17) позволяет рассчитывать совместную эволюцию структурных дефектов и параметров порядка в многокомпонентных сплавах Fe₃Al при мегапластической деформации с учетом возможности протекания диффузионных фазовых переходов типа порядок – беспорядок.

ЛИТЕРАТУРА

- 1) A.M. Glezer, I.A. Timshin, I.V. Shchetinin, M.V. Gorshenkov, R.V. Sundeev A.G. Ezhova. Journal of Alloys and Compounds. 744, 791 (2018).
- 2) A.N. Vasil'ev, A.D. Bozhko, V.V. Khovailo, et al. Phys. Rev. B. 59, 1113, (1999).
- 3) L.S. Metlov. Phys. Rev. Lett. 106, 165506, (2011).
- 4) L.S. Metlov. Phys. Rev. E. 90, 022124, (2014)

CONDITIONS OF TRANSITION FROM THERMOACTIVATED DELAYED FRACTURE TO BRITTLE CLEAVAGE FAILURE

Mishin V.M.¹, Shikhovtsov A.A.²

¹Pyatigorsk Institute, Branch of the North-Caucasus Federal University, Pyatigorsk, Russia

²Kuban State Technological University, Krasnodar, Russia
mishinvm@yandex.ru

The proposed kinetic model of steel strength describes the transition from the micromechanism of delayed fracture to the micromechanism of cleavage fracture with allowance for residual microstresses, loading rate, and test temperature.

The aim of the work was to develop a kinetic model of strength, which describes the transition from the micromechanism of delayed fracture to the micromechanism of cleavage fracture of the martensitic steel with allowance for the level of residual microstresses, loading rate, and test temperature.

The residual internal microstresses act as the physical cause of the delayed fracture of steel [3]. Upon delayed fracture, cracks are nucleated by dislocation mechanism, which is realized by the sink of dislocations into the mouth of a nucleus microcrack [3,4]. If the local residual internal microstresses facilitate the thermofluctuation movement of dislocations, their contribution into the crack nucleation should depend on temperature and loading rate. With decreasing temperature, the strength loss caused by thermoactivated fracture becomes smaller, and the growth of crack nucleus can occur as a result of reaching a critical stress, which is virtually independent of temperature and loading rate [3]. In this case, the transition from the thermoactivated mechanism of fracture to the activationless power mechanism can occur.

It was believed that the transition from delayed brittle fracture to power brittle cleavage fracture can be described on the basis of the well-known kinetic theory of strength [1,2], which is applicable to polymeric materials.

According to the kinetic theory of strength [2], the time to failure under the action of the stress associated with the application of external load is defined by the formula

$$\tau = \tau_0 \cdot \exp \frac{U_0 - \gamma \cdot \sigma}{KT} \quad (1)$$

where U_0 is the energy barrier, γ is the activation volume, and σ is the stress in the fracture zone.

In the case of nonuniform distribution of local stresses in a notched sample, it is necessary to substitute the maximum local tensile stress σ_{11max} , which is caused by the externally applied load and the action of stress concentrator [2], into Eq. (1):

$$\tau = \tau_0 \cdot \exp \frac{\gamma(\sigma_{int}) \cdot (\sigma_F - \sigma_{11max})}{KT} \quad (2)$$

The steel containing (wt. %) 0.19 C; 1.5 Cr; 4.1 Ni; 0.20 Si; 0.37 Mn; 0.82 W; 0.003 S; 0.003 P and based on carbonyl iron was melted in an open induction furnace. The V-notched Charpy samples 10x10x55 mm in size were used. To obtain the states with different levels of residual internal microstresses, we heat-treated the samples by water quenching from 950°C, recovery for 15, 2700, 4600, and 8700 min, and low-temperature tempering at 100°C for 2 h. Before heat treatment, the samples were in evacuated in quartz tubes to avoid surface decarbonisation during quenching.

The effect of test temperature and loading rate on the susceptibility to delayed fracture of the quenched steel was studied by concentrated bend at various motion rates of testing machine grip, ranging from 0.01 to 10 cm/min, and at various test temperatures, ranging from 77 to 293 K.

Using the finite element method [2,3], we recounted the applied load into the maximum local tensile stresses in the local failure zone in front of the stress concentrator near the boundary between the elastic and plastic zones. The curves of the delayed brittle

fracture were constructed in the logarithm of time to crack nucleation – the maximum local tensile stress σ_{11max} coordinates (Fig. 1).

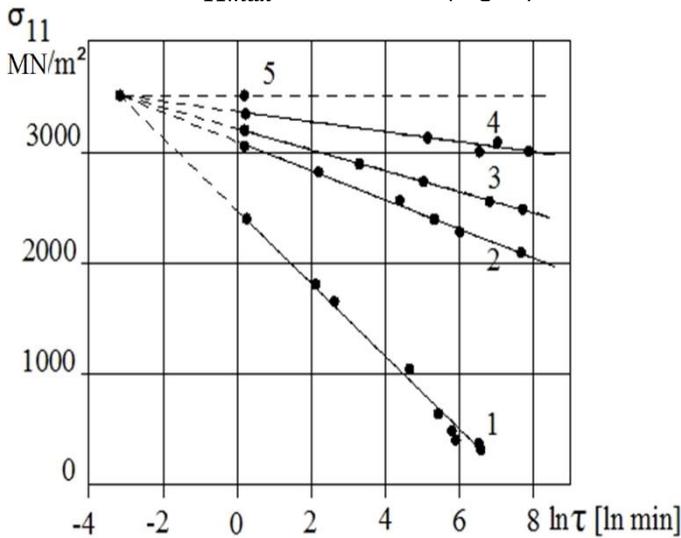


Figure 1 - Curves of the delayed brittle fracture of the steel in the quenched condition after recovery for different times: (1) 15, (2) 2700, (3) 4600, (4) 8700 min, and (5) tempering at 100°C, 2 h.

From the test results for the steel in the states with high levels of residual internal microstresses (after quenching and recovery for 15, 2700, 4600, and 8700 min), and in the state free from microstresses (low-temperature tempering), we determined the failure loads in the temperature range from 77 K to room temperature at loading (tension machine grip motion) rates of 0.01 - 10 cm/min.

The extrapolation of the delayed brittle fracture curves (Fig. 1) for the states differing in the levels of residual internal microstresses show their intersection at one point.

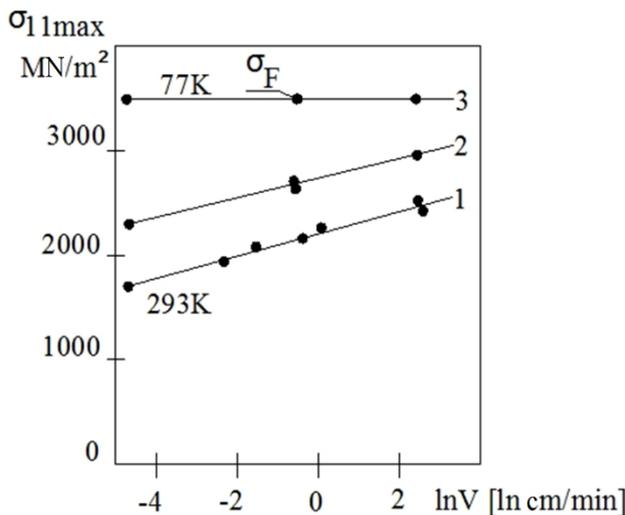
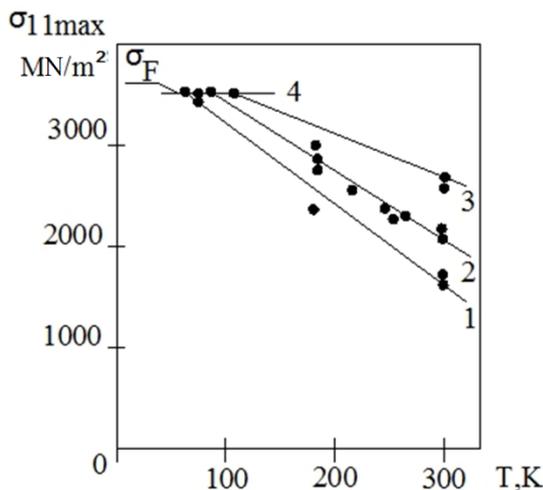


Figure 2 -Effect of loading rate on the local stress in the crack nucleation site of as-quenched steel: • - recovery for 30 min, (1) 283 K, (2) 170 K, (3) 77 K; σ_F - tempering at 100°C for 2 h.

The susceptibility of the steel to delayed fracture was estimated from the dependence of crack nucleation stress on the testing machine grip speed at 77, 170, and 293 K. The effect of the loading rate on the susceptibility to delayed fracture of the steel with a high level of internal residual microstresses after recovery for different times and the steel with low level of residual internal microstresses in a temperature range of 77-293 K is shown in Fig. 2.



The effect of temperature on crack nucleation stress in the (1) - (3) as-quenched (recovery for 30 min) and (4) low-tempered (σ_F - tempering at 100°C for 2 h) steel at different loading rates: (1) 0.01, (2) 0.5, and (3) 10 cm/min.

Figure 3 -The effect of temperature on crack nucleation stress in the (1) - (3) as-quenched (recovery for 30 min) and (4) low-tempered (σ_F - tempering at 100°C for 2 h) steel at different loading rates: (1) 0.01, (2) 0.5, and (3) 10 cm/min.

Equation (2) simulates the dependence of the time to crack nucleation on the structure-sensitive characteristic of the local fracture resistance σ_F corresponding to the power (activationless) fracture and the maximum

local tensile stress σ_{11max} caused by the external load and the action of a stress

concentrator, at which the crack is nucleated [2].

The thermoactivated volume γ is defined as a slope of the delayed fracture curve (Fig. 1) and characterizes the susceptibility of the steel to delayed fracture.

Let us transform Eq. (2) to explicitly express the cleavage resistance stress σ_F :

$$\frac{KT}{\gamma} \ln \frac{\tau}{\tau_0} + \sigma_{11max} = \sigma_F \quad (3)$$

The obtained Eq. (3) is a criteria condition of crack nucleation. The right side σ_F characterizes the cleavage resistance stress (critical local tensile stress). As the local stress σ_{11max} reaches the material characteristic σ_F [2], the propagation of the nucleus crack formed by the escape of dislocation pileup at grain boundary becomes unstable or catastrophic.

The left part of the criterion condition expressed by Eq. (3) consists of a thermoactivated component $\frac{KT}{\gamma} \ln \frac{\tau}{\tau_0}$, which characterizes the time-temperature condition of the fluctuation-induced breaking of atomic bonds. A decrease in temperature reduces the thermal activation component. The σ_{11max} value corresponds to the maximum local tensile stress caused by the external load and the effect of stress concentration in front of the stress concentrator.

Equation (3) shows that the achievement of the criterion value of material strength σ_F needs a combination of the thermoactivation component $\frac{KT}{\gamma} \ln \frac{\tau}{\tau_0}$ and the local stress σ_{11max} . Upon delayed thermoactivated fracture, the thermoactivation component predominates, and the power component σ_{11max} is insufficient for cleavage fracture, $\sigma_{11max} < \sigma_F$. As a result, the temperature-dependent mechanism of delayed fracture is realized for time τ . In the case where the local stress σ_{11max} approaches the σ_F value, the role of thermoactivation component in the crack nucleation decreases, and the power mechanism of brittle cleavage fracture becomes predominate. At significant loading rates (for small τ), σ_{11max} reaches σ_F , and the fracture occurs by cleavage

$$\sigma_{11max} = \sigma_F \quad (4)$$

Thus, the path of the process of local failure in quenched steel, i.e., the thermoactivated delayed fracture or the power cleavage fracture is determined not only by internal structural factors (residual internal microstresses, grain size, segregation of impurities, etc.), but also by external factors such as the environment temperature, the loading time (rate), the overstress in the stress concentration zone (i.e., stress concentrator geometry, strengthening parameters) and the yield strength of steel.

REFERENCES

1. Regel V.R., Slucker A.I., Tomashevskij Je.E. Kineticheskaja priroda prochnosti tverdyh tel. [The kinetic nature of strength of solids] Nauka, 1974, 560 p.
2. V. M. Mishin and G. A. Filippov. Kinetic model of delayed fracture of a quenched steel, Probl. Cher. Metall. Materialoved., 3, 28–33 (2008).
3. V.M. Mishin and G.A. Filippov. Microstructural factors that decrease the local strength of grain boundaries in martensitic steels, Phys. Met. Metallogr, 119 (5), 504–509 (2018).
4. G.A. Filippov, V.M. Mishin, and V.V. Mishin. Effect of segregation of embrittling impurities on the local strength of grain boundaries in a martensitic steel, Russ. Metall. (Metally), 4, 448–453 (2020).
5. V.M. Mishin, G.A. Filippov, and V.V. Mishin. Delayed Fracture of Martensitic Steels during Hydrogen Saturation as a Function of the Initial Austenitic Grain Size, Russ. Metall. (Metally), 4, pp. 430–435 (2022).

**ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВЫХ КЕРАМИК, УПРОЧНЕННЫХ
ОКСИДОМ АЛЮМИНИЯ, С ДОБАВЛЕНИЕМ SiO₂**

**Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Ефремова Н.Ю., Овчинников П.Н.,
Васюков В.М.**

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,
г. Тамбов, Россия
e-mail: aadmitr@yandex.ru*

Циркониевые керамики, упрочненные оксидом алюминия (ATZ), обладают уникальным комплексом свойств и находят широкое применение от машиностроения до медицины [1]. В ATZ керамике сильные стороны ZrO₂ (рекордная для оксидных керамик вязкость разрушения, высокие показатели износостойкости и прочности на изгиб, а также низкий коэффициент трения) сочетаются с достоинствами Al₂O₃ (высокими значениями твердости, модуля Юнга и прочности на сжатие). Перечисленные достоинства ATZ керамик обеспечиваются благодаря действию: трансформационного и дисперсионного механизмов упрочнения [2,3]. Независимо от области применения ATZ керамик, важную роль играют механические свойства. Введение дополнительных компонентов (например, SiO₂ или SrAl₁₂O₁₉) позволяет добиваться не только улучшения соотношений твердости и вязкости разрушения [4], но и проявления признаков пластичности композиционной керамики на основе диоксида циркония при комнатных температурах [5-6].

В связи с этим, целью работы являлось комплексное исследование (при комнатных температурах) прочностных характеристик циркониевых керамик, упрочненных оксидом алюминия, с различным содержанием диоксида кремния.

Технологические режимы изготовления образцов ATZ керамик (тетрагональная фаза диоксида циркония *t*-ZrO₂ стабилизирована оксидом кальция) с содержанием SiO₂ в диапазоне от 0 до 7,5 mol.% идентичны описанным в [4]. Спеченные образцы в форме дисков диаметром 8 мм и толщиной 2 мм использовали для определения предела прочности на растяжение методом «Бразильского теста». Для диагностики прочностных свойств методами трехточечного изгиба и одноосного сжатия вырезали плоскопараллельные бруски с поперечным сечением 2×2 мм. Исследования выполняли с использованием напольной двухколонной сервогидравлической испытательной машины MTS 870 Landmark (MTS) и универсальной испытательной машины Instron 3344 (INSTRON Limited).

Продемонстрирована возможность применения метода «Бразильского теста» для испытания малоразмерных образцов циркониевой керамики для косвенной оценки прочности на растяжение. На однотипных по структуре образцах ATZ керамики (отличающихся содержанием SiO₂) и в схожих условиях установлены зависимости пределов прочности при изгибе σ_f , при одноосном сжатии σ_c и при растяжении σ_t от концентрации диоксида кремния C_{SiO_2} (Рис. 1).

Установлено, что добавление SiO₂ к ATZ керамике (2 mol.% < C_{SiO_2} < 5 mol.%) вызывает проявление признаков пластичности при деформации одноосным сжатием (при комнатных температурах): на σ - ϵ -диаграмме появляется полка текучести. Предел текучести в кремнийсодержащих ATZ керамиках находится в диапазоне 1,75 GPa < σ_y < 2,24 GPa. Отсутствие признаков пластичности (стадии текучести) при деформации на изгиб и на растяжение, по-видимому, обусловлено разрушением исследуемых образцов при напряжениях, меньших, чем σ_y (рис. 1, а и б). Кроме того, добавка SiO₂ способствует увеличению предела прочности при одноосном сжатии от 2,1 GPa до 2,65 GPa (Рис. 1, б) и при растяжении от 0,39 GPa до 0,46 GPa. Критическая деформация при этом увеличивается до полутора раз.

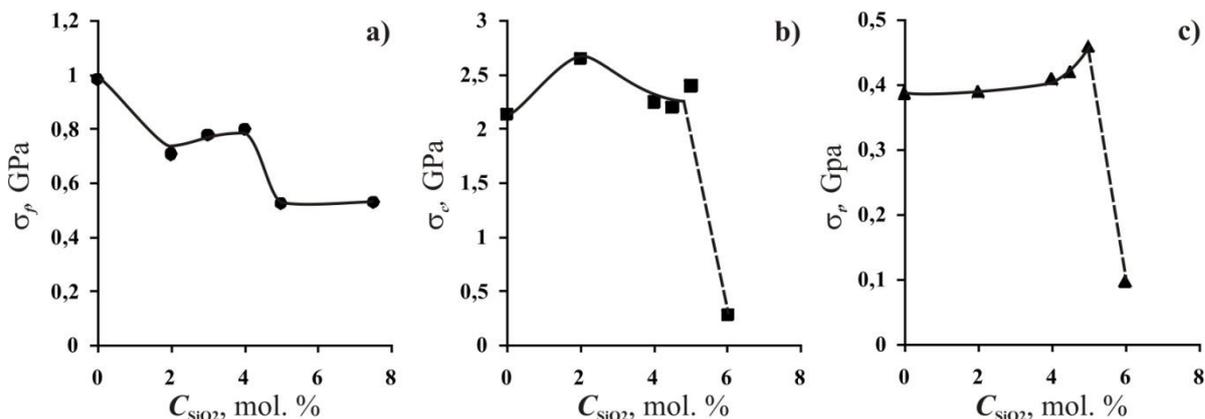


Рисунок 1 - Зависимости пределов прочности а) при изгибе σ_f , б) при одноосном сжатии σ_c и в) при растяжении (метод «Бразильского теста») σ_t от концентрации диоксида кремния C_{SiO_2} в ATZ керамике

Методами рамановской спектроскопии и рентгеновской дифрактомерии показано, что добавление SiO_2 к ATZ керамике вызывает уменьшение доли тетрагональной фазы диоксида циркония в деформированной области. Количественный анализ $P-h$ -диаграмм, регистрируемых при многоцикловом наноиндентировании, свидетельствует о повышении механоиндуцированной трансформируемости тетрагональной фазы диоксида циркония в ATZ керамике при добавлении SiO_2 . Следовательно, введение добавки SiO_2 в ATZ керамику способствует снижению энергетического барьера для тетрагонально-моноклинного перехода, тем самым обеспечивая появление пластичности и повышая роль трансформационного механизма упрочнения.

Результаты получены с использованием оснащения Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина. Работа поддержана Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках проекта по соглашению № 075-15-2021-709 (уникальный идентификатор проекта RF---2296.61321X0037).

ЦИТИРУЕМАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Ghaemi M, Reichert S, Krupa A, et al. // *Ceram. Int.* 2017. V. 43. P. 9746.
2. Hannink R.H.J, Kelly P.M., Muddle B.C. // *J. Am. Ceram. Soc.* 2000. V. 83. P. 461–874.
3. Lee J.-K., Kim M.J., Lee E.G. // *J Mater. Sci. Lett.* 2002. V. 21. P. 259–261.
4. Дмитриевский А.А., Жигачев А.О., Жигачева Д.Г., Родаев В.В. // *ЖТФ.* 2020. Т. 90. №. 12. С. 2108-2117.
5. Chevalier J., Liens A., Reveron H., et al. // *J. Am. Ceram. Soc.* 2020. V. 103. P. 1482–1513.
6. Dmitrievskiy A.A., Zhigacheva D.G., Vasyukov V.M. and Ovchinnikov P.N. // *JOP: Conf. Ser.* 2021. V. 2103. P. 012075.

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В ЗАКАЛЕННЫХ И СОСТАРЕННЫХ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ Ti-51,7ат.%Ni

Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

Томский государственный университет,

Томск, Россия,

zhmv98@mail.ru

Сплавы на основе TiNi выделяются среди материалов с памятью формы своей повышенной прочностью и пластичностью, хорошим комплексом эксплуатационных свойств и значительной долговечностью. Как известно из [1] в закаленных сплавах TiNi при концентрации никеля выше 51,2 ат. %, в материале не наблюдается термоиндуцированное МП, а реализуется так называемый strain glass переход [2]. Его можно описать как «замороженное» неупорядоченное состояние материи, которое сохраняется вплоть до 0 К [1]. В таком случае мартенсит при охлаждении не возникает, однако может появляться под нагрузкой, что приводит к развитию ЭПФ и сверхэластичности (СЭ) в данных материалах. Целью данной работы является выяснение особенностей развития ЭПФ в сплавах, где реализуется strain glass переход, по сравнению со сплавами, где наблюдается термоиндуцированное МП.

В данной работе объектом исследования являются [001]-монокристаллы Ti-50,7ат.%Ni и Ti-51,7ат.%Ni. После роста их подвергали высокотемпературному отжигу при 1253 К, 1 ч с последующей закалкой в воду для получения однофазной структуры. Далее проводили старение при 823 К, 1 ч с последующей закалкой.

Экспериментально установлено, что в закаленных монокристаллах Ti-50,7ат. %Ni наблюдаются термоиндуцированные B2-B19' МП. При прямом МП при охлаждении в матрице исходной B2-фазы зарождаются и растут несколько вариантов мартенсита с различной ориентацией, формирующие самоакомодирующую структуру с минимальной упругой деформацией вариантов [3]. Температуры B2-B19' МП определены по температурной зависимости электросопротивления и составляют: $M_s = 215$ К, $M_f = 160$ К, $A_s = 205$ К, $A_f = 240$ К.

Как ранее было сказано, в закаленных сплавах с содержанием никеля более 51,2 ат. % из-за пересыщения по никелю при охлаждении/нагреве термоупругие МП не происходят. Но благодаря частотно-температурной зависимости модуля упругости и внутреннего трения мы можем убедиться в наличии фазового перехода strain glass. Согласно работам [1, 2] охлаждение до 0 К не приводит к образованию мартенсита в данных сплавах. Образуется нанодоменная структура, которая носит название frozen strain glass.

В отличие от МП в свободном состоянии, при охлаждении/нагреве под нагрузкой в закаленных и состаренных монокристаллах Ti-50,7ат.%Ni и Ti-51,7ат.%Ni наблюдаются B2-B19' МП. Охлаждение под нагрузкой вызывает появление ориентированного B19'-мартенсита, с чем связана деформация образца при прямом МП, ϵ_{for} . Нагрев приводит к развитию обратного МП, исчезновению мартенсита и возврату (частично или полностью) первоначальных размеров образца. На рисунке 1 представлены кривые ЭПФ и зависимость деформации от приложенных внешних напряжений ($\epsilon(\sigma)$) для закаленных монокристаллов. На графике указаны полная ($\epsilon_{for}(T)$) и необратимая ($\epsilon_{irr}(T)$) деформации.

С ростом напряжений увеличивается обратимая деформация, так как увеличивается объемная доля ориентированного мартенсита, а, следовательно, растет деформация, ϵ_{for} . Циклы проводили до накопления значительной необратимой деформации более 1 %. Максимальная величина деформации ϵ_{for} слабо зависит от химического состава закаленных монокристаллов и равна 2,8 – 2,9 %.

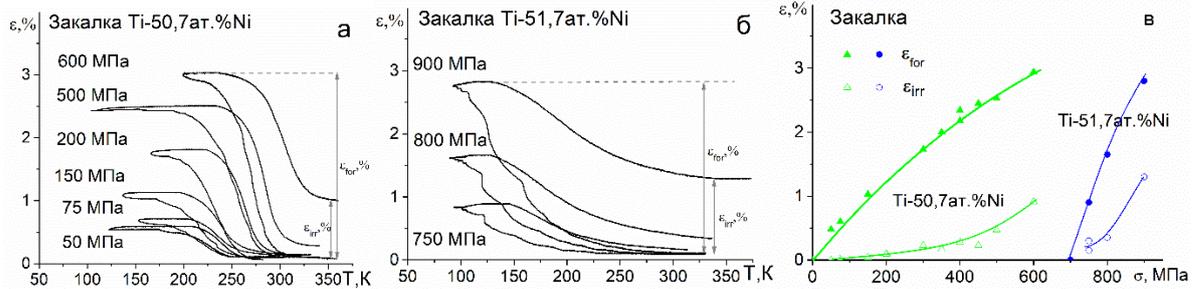


Рисунок 1 – Кривые зависимости (а, б), зависимость $\epsilon(\sigma)$ (в) для закаленных монокристаллов Ti-50,7ат.%Ni и Ti-51,7ат.%Ni

Наиболее существенные различия свойств в сплавах с разным содержанием никеля заключаются в следующем:

1) Минимальный уровень напряжений σ_{\min} , необходимый для получения ориентированного мартенсита (минимальной деформации ϵ_{for}), сильно зависит от концентрации никеля. В кристаллах Ti-51,7 ат. %Ni напряжения в 7 раз выше, $\sigma_{\min} = 750$ МПа, чем в монокристаллах Ti-50,7 ат. %Ni $\sigma_{\min} = 100$ МПа.

2) От никеля зависит коэффициент $d\epsilon_{\text{for}}/d\sigma$, описывающий рост деформации ϵ_{for} с увеличением напряжений. В монокристаллах Ti-50,7 ат. %Ni деформация ϵ_{for} растет медленно и достигает максимума только после увеличения напряжений на 350 – 400 МПа от минимального уровня σ_{\min} ($d\epsilon_{\text{for}}/d\sigma = 6,2 \cdot 10^{-3}$ МПа⁻¹). Напротив, в монокристаллах Ti-51,7 ат. %Ni требуется увеличение напряжений всего на 150 МПа, чтобы получить максимальную величину деформации ($d\epsilon_{\text{for}}/d\sigma = 18,6 \cdot 10^{-3}$ МПа⁻¹).

Разница в значениях $d\epsilon_{\text{for}}/d\sigma$ и виде зависимостей $\epsilon_{\text{for}}(\sigma)$ объясняется следующим образом. В монокристаллах Ti-50,7ат.%Ni увеличение деформации происходит за счет постепенной перестройки структуры, состоящей из самоаккомодирующих вариантов мартенсита и ориентированного мартенсита (под воздействием напряжений, растущих в каждом термоцикле). В монокристаллах Ti-51,7ат.%Ni МП наблюдается при достижении критического уровня напряжений, достаточного для образования максимальной объемной доли ориентированного мартенсита. Поэтому деформация при прямом МП ϵ_{for} резко возрастает при небольшом увеличении напряжений (высокий коэффициент $d\epsilon_{\text{for}}/d\sigma$).

С целью получения термоиндуцированных МП в высоконикелевых сплавах Ti-51,7ат.%Ni при охлаждении/нагреве сплав подвергают термической обработке 773 – 873 К, которая приводит к выделению крупных дисперсных частиц Ti_3Ni_4 с размером $d \sim 100 - 300$ нм с объемной долей $f = 22,4(\pm 0,5)\%$. Изменение содержания Ni в монокристаллах TiNi позволяет варьировать объемную долю дисперсных частиц Ti_3Ni_4 . Частицы способствуют снижению никеля в матрице, приводят к появлению термоупругих В2-Р-В19' МП при охлаждении/нагреве. В таблице 1 представлены температуры МП, полученные из температурной зависимости электросопротивления при охлаждении/нагреве в свободном состоянии в Ti-50,7ат.%Ni и Ti-51,7ат.%Ni.

Таблица 1 – Характеристические температуры МП для состаренных монокристаллов TiNi

Состав	M_s , К	M_f , К	A_s , К	A_f , К	T_R , К
Ti-50,7ат.%Ni	230 (± 2)	218 (± 2)	250 (± 2)	276 (± 2)	288 (± 2)
Ti-51,7ат.%Ni	208 (± 2)	192 (± 2)	233 (± 2)	250 (± 2)	260 (± 2)

Температуры МП в состаренных монокристаллах Ti-51,7ат.%Ni ниже, чем в Ti-50,7ат.%Ni (таблица 1), что объясняется различным количеством никеля в матрице. Несмотря на большую объемную долю частиц в монокристаллах Ti-51,7ат.%Ni после старения, содержание никеля в них остается выше, чем в состаренных кристаллах Ti-50,7ат.%Ni.

Из рисунка 2 видно, что в состаренных монокристаллах в Ti-50,7ат.%Ni и Ti-51,7ат.%Ni обратимая деформация обнаружена при 100 МПа и составляет $\epsilon_{\min} = 0,19 (\pm 0,2) \%$ и $\epsilon_{\min} = 0,29 (\pm 0,2) \%$, соответственно. С ростом внешних напряжений объемная доля ориентированного мартенсита увеличивается, с чем связан рост величины деформации до $\epsilon_{\max} = 2,4 (\pm 0,2) \%$ и до $\epsilon_{\max} = 1,6 (\pm 0,2) \%$ в монокристаллах Ti-50,7ат.%Ni и Ti-51,7ат.%Ni соответственно. Разница в значениях максимальной деформации зависит от объемной доли частиц Ti_3Ni_4 . В состаренных монокристаллах Ti-50,7ат.%Ni обратимая деформация выше, так как объемная доля дисперсных частиц Ti_3Ni_4 ниже, чем в состаренных монокристаллах Ti-51,7ат.%Ni, и составляет $f = 4 (\pm 0,5) \%$.

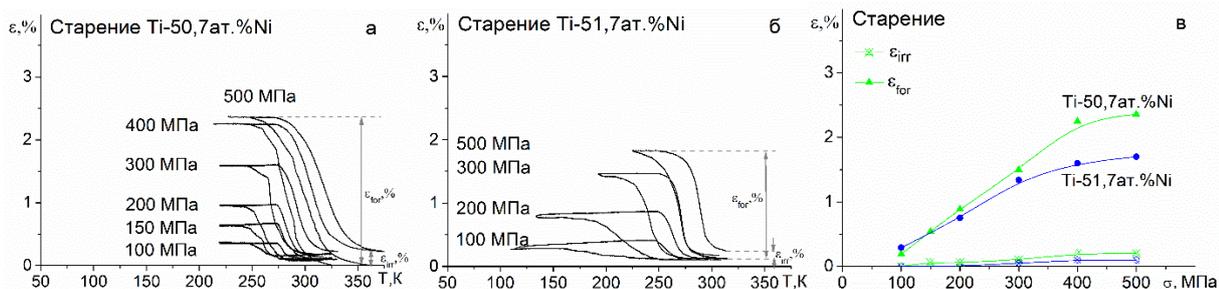


Рисунок 2 – Кривые зависимости (а, б), зависимость $\epsilon(\sigma)$ (в) для состаренных монокристаллов Ti-50,7ат. % Ni и Ti-51,7ат. % Ni

Независимо от химического состава вид графиков $\epsilon_{for}(\sigma)$ и значения $d\epsilon_{for}/d\sigma$ близки в состаренных монокристаллах. Это связано с близкой морфологией мартенситных систем. При охлаждении под нагрузкой, в материале начинают расти кристаллы мартенсита с благоприятной ориентацией относительно внешней нагрузки. То есть, при малых напряжениях происходит рост, как ориентированного мартенсита, так и самоакомодирующей структуры. Чем выше внешние напряжения, тем больше ориентированного мартенсита и меньше самоакомодирующей структуры образовывается в матрице. При прямом МП максимальные значения деформации будут достигнуты при образовании ориентированного мартенсита во всем объеме кристалла.

Таким образом, благодаря старению [001]-монокристаллов Ti-51,7ат.%Ni возможно управлять проявлением термоиндуцированных В2-В19' МП и особенностями развития ЭПФ. Старение монокристаллов приводит к появлению термоупругих В2-В19' МП при охлаждении/нагреве, уменьшению сжимающих напряжений (до 100 МПа) и уменьшению величины максимальной деформации.

Исследование выполнено при поддержке гранта в соответствии с Постановлением Правительства Российской Федерации № 220 (Соглашение № 075-15-2021-612).

ЛИТЕРАТУРА

1. Shampa Sarkar / Evidence for Strain Glass in the Ferroelastic-Martensitic System $Ti_{50-x}Ni_{50+x}$ // Physical review letters. – 2005. – Vol. 95 (20). – Pp. 205702 (1–4).
2. Y. Wang / Strain Glass: Glassy Martensite // Materials Science Forum. – 2008. – Vol. 583. – Pp. 67–84.
3. Отцука К. Сплавы с эффектом памяти формы – М.: Металлургия, 1990. – 224 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ С УГЛЕРОДНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ

Волочко А.Т., Ласковнев А.П., Ковалько М.С., Егорова Ю.А.

ГНУ «ФТИ НАН Беларуси»,

Минск, Беларусь

volochkoat@mail.ru

Современный этап развития авиа- и машиностроения непрерывно связан с разработкой новых, композиционных материалов, оптимизацией их составов и совершенствованием технологий их получения.

Обладая невысоким удельным весом, высокими антифрикционными свойствами и достаточной механической прочностью алюминиевые композиты с углеродным наполнителем следует рассматривать как эффективный заменитель материалов на медной (бронзы, латуни), железной и других основах. Особенно это актуально для создания объектов новой техники [1-4].

В данном сообщении решались следующие задачи:

- исследовалось влияние механического легирования карбидообразующими частицами Si, Cr, Ti, Mo, Mn на состав и свойства порошковых алюминиевых лигатур;
- исследовалось влияние комплексного легирования алюминиевого композита при различном суммарном соотношении карбидообразующих и некарбидообразующих элементах.

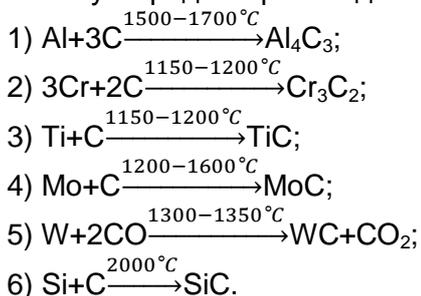
Исследования проведены для сплава-основы следующего состава (мас. %): Cu - 3÷5 %, Si - 4÷6 %, Mg - 0,2÷0,6 %, Fe - 0,2÷1,1 %, Al - остальное.

Лигатуры получали из смеси порошков алюминия ПА-4 ГОСТ 6058-73 с добавлением 5 мас.% порошков:

- титана ТУ 14-22-57-92;
 - хрома ГОСТ 14001864820;
 - молибдена ТУ 48-19-316-80
- и 8 мас.% порошков наноструктурированного углерода.

Порошки кремния фракцией (-160 + 50) получали диспергированием в дисковой мельнице.

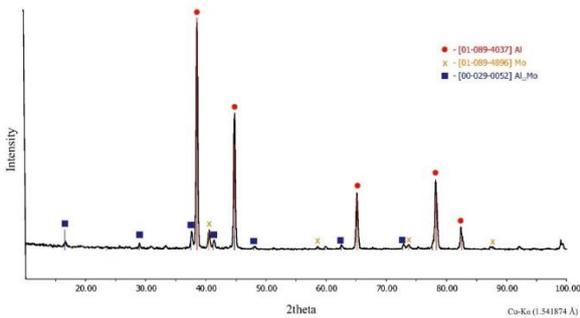
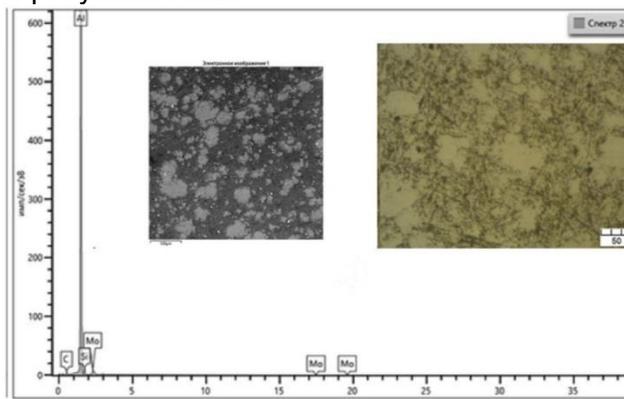
Механическое легирование алюминиевого алюминиевой матрицы выше указанными химическими элементами в совокупности с добавками углерода позволяет оценить возможность синтеза дисперсных включений карбидов непосредственно в процессе получения лигатуры. Несмотря на то, что взаимодействие указанных элементов с углеродом происходит при достаточно высоких температурах:



Существует и вероятность их образования при механической активации в планетарной мельнице на стадии смешивания, а также при последующем наложении интенсивных деформации в процессе экструдирования [5].

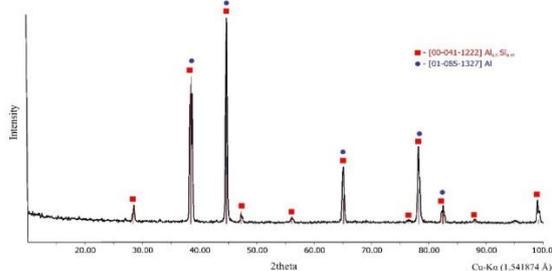
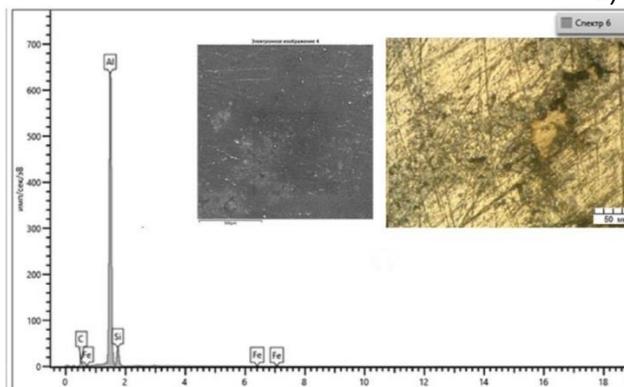
Кроме того, присутствие в составе алюминиевого композита нескольких карбидообразующих элементов может инициировать преимущественное образование одного из них. Так для алюминиевого композита на основе силуминового сплава в присутствии кремния инициирует образования карбида алюминия Al_4C_3 [1]. Результаты проведенных исследований химического, фазового состава, структуры и твердости алюминиевых экструдированных лигатур, которые впоследствии подвергнуты

термической обработке (температура нагрева 590 °С, выдержка 9 часов) представлены на рисунках 1 и 2.



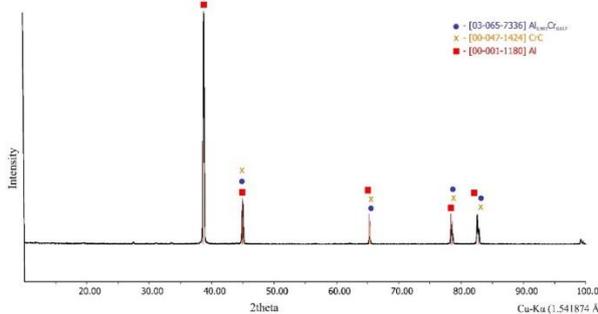
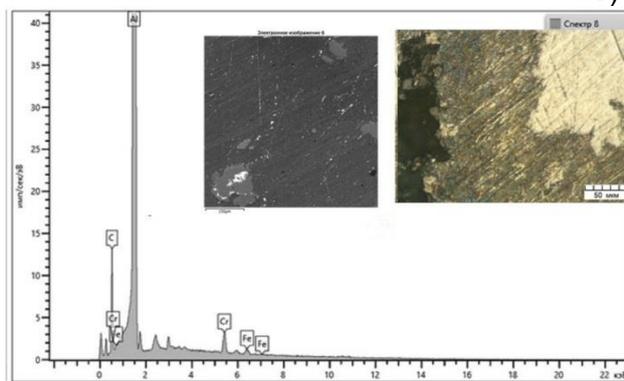
Элемент	Конц., %
Al	83.42
C	7.18
Mo	5.22
Si	0.18

a)



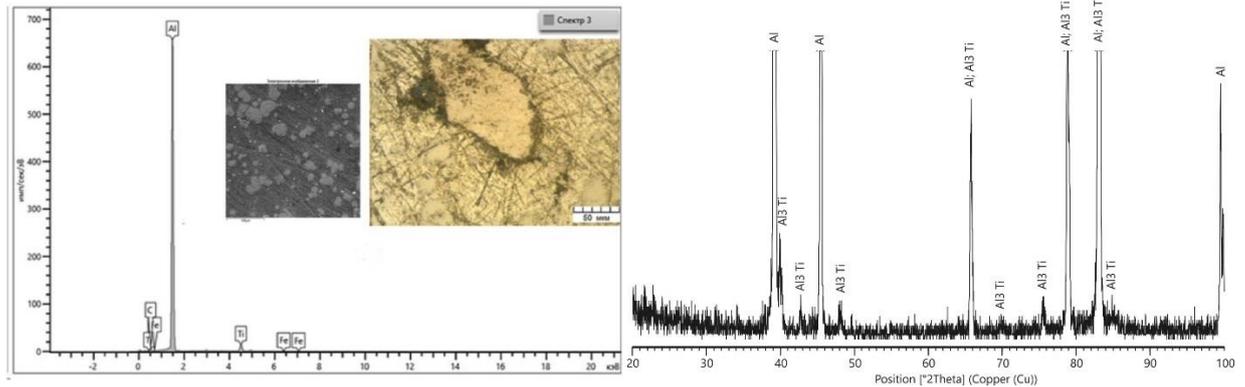
Элемент	Конц., %
C	9.36
Al	84.56
Si	5.85
Fe	0.23

б)



Элемент	Конц., %
C	9.05
Al	87.06
Cr	5.46
Fe	0.44

в)



Элемент	Конц., %
C	6.28
Al	86.20
Ti	5.24
Fe	0.28

г)

Рисунок 1 – Элементный анализ, структура и рентгенограммы экструдированных композитов системы Al-C с добавками: а) Mo; б) Si; в) Cr; г) Ti

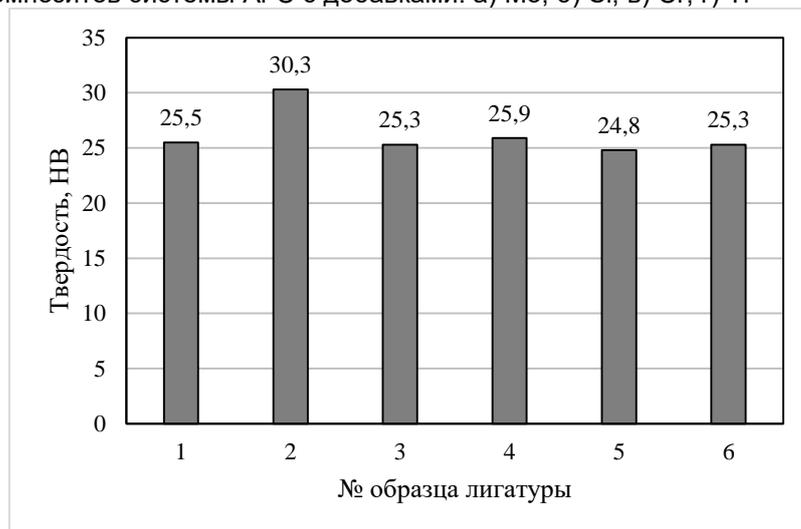


Рисунок 2 – Изменение твердости экструдированных лигатур системы Al-C-Me с различными металлическими добавками: 1 – Mo; 2 – Ti; 3 – W; 4 – Si; 5 – Mn; 6 – Cr

Результаты химического и фазового анализа, структуры образцов показывают, что только в случае использования порошков хрома наблюдается не только насыщение α -твердого раствора алюминия хромом, но и образование карбида хрома CrC. В тоже время наибольшая твердость алюминиевой лигатуры была отмечена для состава, механически легированного титаном. Для этой системы рентгенофазовым анализом подтверждено образование интерметаллида Al_3Ti .

Для определения комплексного влияния наноструктурированного углерода и ультрадисперсных частиц оксида алюминия при различном соотношении карбидообразующих (кремний, титан) и некарбидообразующих (медь, цинк, кадмий) элементов были получены литейные заготовки на основе выше приведенного сплава системы Al-Cu-Si-Mg-Fe. Выбор соотношения этих элементов в сплаве может быть обусловлен сохранением углерода в несвязанном виде, что положительным образом сказывается на антифрикционных свойствах. Небольшие добавки кадмия (до 0,3 мас.%) в сплаве могут положительным образом сказываться на антифрикционных свойствах, а также на прирабатываемости композита, его механической

обрабатываемости. Алюминиевый сплав приготавливали с использованием в шихте чистых металлов алюминий первичный А0 [6], который расплавляли в индукционной печи ИСВ 004.

После растворения химических элементов в расплав в соотношении 1:10 вводили алюминиевую лигатуру.

Как видно из рисунка 3 для получения низкого коэффициента трения и достаточной механической прочности композита суммарное содержание углерода и оксида алюминия составляет 1,5–1,7 мас.%. Эти данные согласуются с ранее проведенными исследованиями по влиянию углерода-графита на износостойкость и коэффициент трения [3], для которых характерно, что для заметного повышения антифрикционных свойств содержание графита составляет 0,5–1,0 мас.%. Оксид алюминия в количестве до 1,2 мас.% обеспечивает при этом дисперсное упрочнение. Прочность на разрыв, в этом случае, повышается незначительно до 10%.

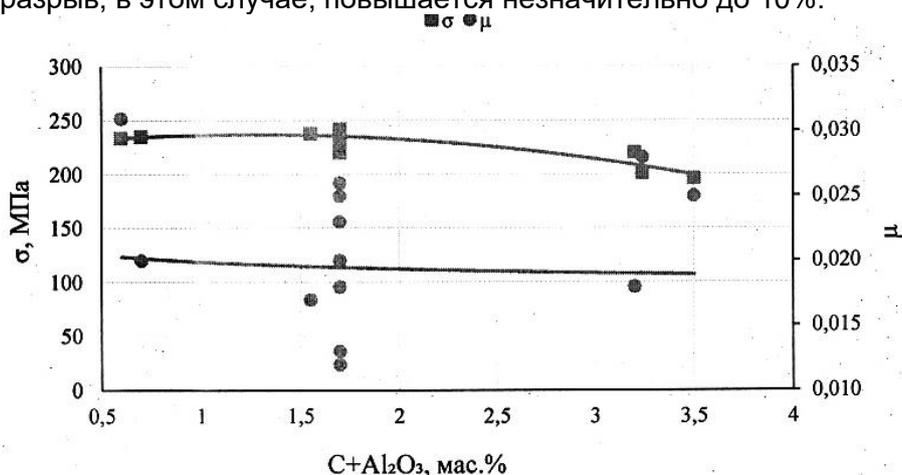


Рисунок 3 – Зависимость коэффициента трения и прочности на разрыв от соотношения карбидообразующих элементов Si + Ti к некарбидообразующим Cu, Zn, Cd

Заслуживают внимания результаты исследований комплексного легирования алюминиевого сплава основы выше отмеченными легирующими элементами при различном их соотношении (рисунок 4). Перемешивание расплава с лигатурой до полного растворения осуществляли вначале механически, после чего токами высокой частоты в печи индукционного нагрева частотой до 2,4 кГц.

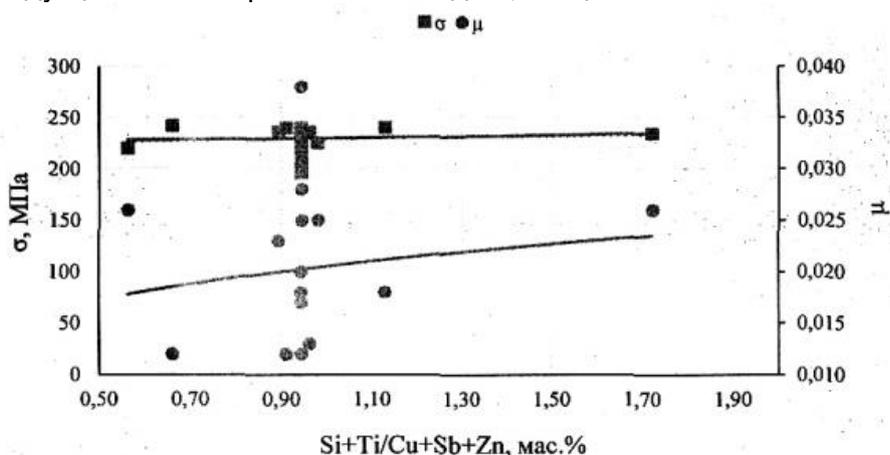


Рисунок 4 – Влияние суммарного содержания углерода и оксида алюминия на коэффициент трения и прочность на разрыв алюминиевого композита

Сочетание низкого коэффициента трения и достаточной механической прочности в данных исследованиях было отмечено при соотношении Si+ Ti / Cu+Zn+Sb в пределах 0,8÷1,0. Для данного класса алюминиевых композитов содержание других

легирующих элементов, таких как Fe, Mg, Mn, Ni, ограничивается соответственно 0,8; 0,6; 0,6; 0,5 мас.%, что связано с достижением комплекса механических и антифрикционных свойств [7,8].

Таким образом, проведенные исследования влияния механического легирования алюминиевой матрицы дисперсными частицами Si, Cr, Ti, Mo, Mn в совокупности с добавками углерода показали возможности образования в структуре карбидных и интерметаллидных фаз. Также проведена оценка комплексного влияния карбидообразующих (Si, Ti) и не карбидообразующих (Cu, Zn, Cd) фаз на свойства алюминиевых композитов. Показано, что при определенном их соотношении 0,8÷1,0 и суммарном содержании оксида алюминия и углерода в количестве 1,5–1,7 мас.% достигаются высокие антифрикционные свойства и достаточная прочность.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Волочко А.Т. Переработка и использование алюминиевых отходов в производстве порошков, паст, композиционных и керамических материалов. – Минск: Бел. наука, 2006. – 302 с.
2. Волочко, А.Т. Формирование структуры и свойств композитов, полученных при обработке алюминиевого расплава лигатурами, содержащими стеклоподобные углеродные частицы / А.Т. Волочко, А.А. Шегидевич, Д.В. Куис // Композиты и наноструктуры. – 2014. – Том 6, № 2. – С. 2–13.
3. Волочко, А.Т. Алюминий: технологии и оборудование для получения литых изделий / А.Т. Волочко, М.А. Садоха. – Минск: Беларус. навука, 2011. – 387 с.
4. Волочко, А.Т. Антифрикционные свойства композиционных алюминиевых материалов в условиях жидкостного и граничного трения / А.Т. Волочко // Трение и износ. – 2005. – Т. 26, № 6. – С. 638—643.
5. Композиционный материал на основе алюминия: пат. 2632 Респ. Беларусь, МПК6 С 22 С 21/02 / А.Т. Волочко, А.П. Ласковнев, О.Е. Жданович, Ю.В. и др.; заявитель ПРУП "Минский моторный завод". – № 960293; заявл. 11.06.96; опубл. 30.03.99. // Афіцыйны бюлетэнь / Дзярж. пат. ведамства Рэсп. Беларусь. – 1999. – № 1. – С. 129.
6. ГОСТ 11069-2001 Алюминий первичный. Марки.
7. Алюминий. Металловедение, обработка и применение алюминиевых сплавов / под ред. А.Т. Туманова [и др.]; пер. с англ. – М.: Металлургия, 1972. – 663 с.
8. Сплав на основе алюминия: а.с. 1770432 СССР, МКИ4 С 22 С 21/16 / С.А. Астапчик, А.Т. Волочко; заявитель Физ.-технический ин-т АН БССР. – №4877747; заявл. 17.09.90 / Деп. в ВИНТИ.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЯВЛЕНИЙ ГИДРО- И СОНОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Ефремов Д.В., Уваров С.В., Банникова И.А., Наймарк О.Б.

ИМСС УрО РАН,

Пермь, Россия

efremov.d@icmm.ru, usv@icmm.ru, malgacheva@icmm.ru, naimark@icmm.ru

Исследование аномальных механизмов переноса импульса, асимптотик вязкости в условиях интенсивных воздействий при реализации множественных метастабильных состояний (Gapped Momentum States – GMS), обусловлены коллективным поведением дефектов. Создание экспериментальной методологии, моделей поведения конденсированных сред в условиях многомасштабной локализованной неустойчивости, сопровождающихся эффектами гидро-, соно- и фрактолюминесценции, формированием автомодельных волновых фронтов, могут быть актуальны для ряда современных и перспективных приложений в морской, авиационной и космической технике. В настоящей работе экспериментально исследуются возможные механизмы GMS как структурно-скейлинговые переходы в ансамблях дефектов (микросдвигов), определяющие качественные изменения релаксационных свойств конденсированных сред в широком диапазоне интенсивностей нагружения.

Мотивация к изучению сонолюминесценции и гидролюминесценции, связана с попытками понять механизмы кавитационной эрозии, акустических эффектов, возникающих в интенсивных гидродинамических потоках, представляющих интерес при эксплуатации гребных винтов, судов на подводных крыльях, насосов высокого давления, прогнозировании свойств масел и жидкостей гидроразрыва пласта. На рисунке 1 показаны кадры наблюдения свечения, вызванного кавитацией при обтекании подводного крыла судна, и гребной винт со следами кавитационной эрозии. Известны случаи, когда разрушение гребного винта вследствие кавитационной эрозии происходило через 8-10 часов эксплуатации [1-3].

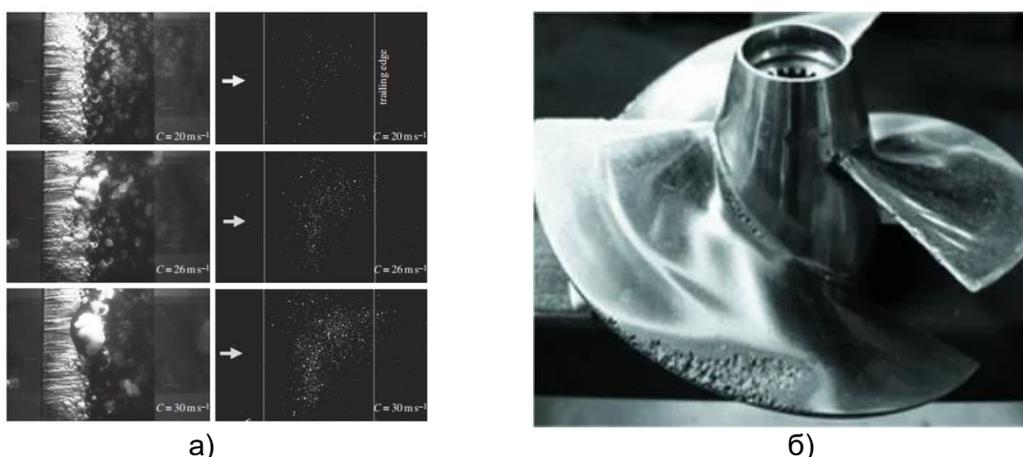


Рисунок 1 - а) Наблюдение свечения, вызванного кавитацией при обтекании подводного крыла судна; б) гребной винт со следами кавитационной эрозии.

Настоящая работа направлена на исследовании механизмов переноса импульса и диссипации в конденсированных средах при интенсивных воздействиях в условиях множественных метастабильных состояний, сопровождающихся эффектами гидро- и сонолюминесценции, кавитации и деструкции.

В лаборатории Физических основ прочности ИМСС УрО РАН создана экспериментальная установка для исследования гидро- и сонолюминесценции, схема которой показана на рисунке 2. Регистрация наблюдения явлений гидро- и

сонолюминесценции осуществлялась с помощью высокоскоростной камеры PHOTRON FASTCAM (1000 кадр/с). На рисунке 3 показаны видеокадры наблюдения соно- и гидролюминесценции на трансмиссионном масле ТМ-4 (75W-90). При заданном давлении в системе ~ 300 атм оценены скорость течения жидкости в канале, сразу после открытия вентиля, 280 м/с, и скорость деформации $v/d \sim 4,7 \times 10^5$ 1/с.

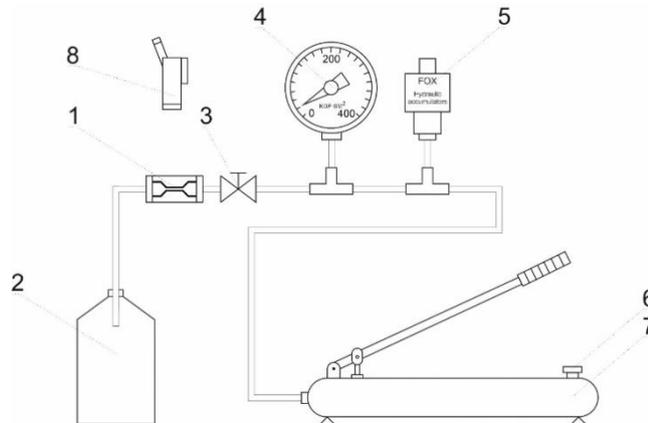


Рисунок 2 - схема экспериментальной установки для исследования и визуального наблюдения соно- и гидролюминесценции. На рисунке отмечены: 1 – рабочий канал; 2 – емкость для слива использованной жидкости; 3 – вентиль; 4 – манометр; 5 – гидроаккумулятор; 6 – горловина для залива жидкости; 7 – ручной гидравлический насос; 8 – фотоаппарат и видеокамера для регистрации наблюдаемых явлений соно- и гидролюминесценции

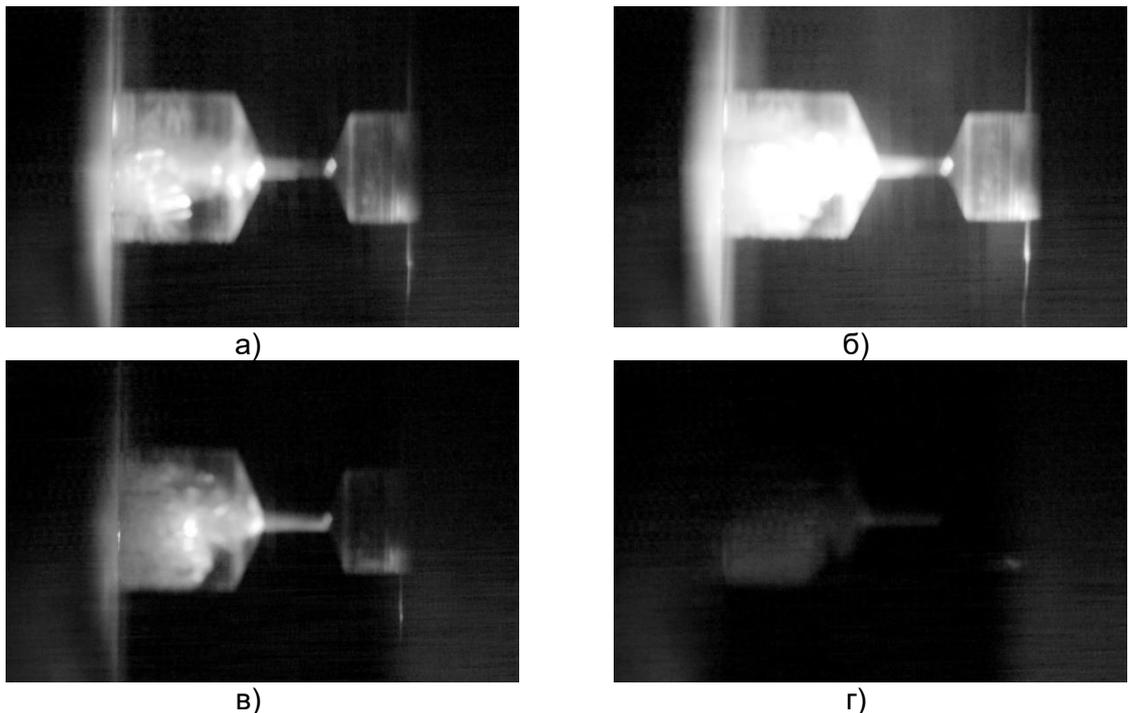


Рисунок 3 - Видеокадры наблюдения эффектов гидро- и сонолюминесценции на трансмиссионном масле. а) начало «свечения»; б) развитая гидролюминесценция; в) и г) затухание «свечения» вследствие падения давления в диффузоре (слева)

В узком канале наблюдается менее интенсивное свечение – гидролюминесценция, ассоциируемая с коллективным сдвигом групп молекул. При выходе жидкости из узкого канала в диффузор наблюдается явление сонолюминесценции (за счет образования и схлопывания кавитационных пузырей). Последующее затухание люминесценции вызвано резким падением давления в рабочем канале.

Обработка экспериментальных данных показала (см. рис. 4), что существует пороговое значение скорости деформации при появлении эффектов гидро- и сонолюминесценции, эти пороговые значения носят универсальный характер и достигают значений, близких к $10^3 - 10^4 \text{ с}^{-1}$ [4].

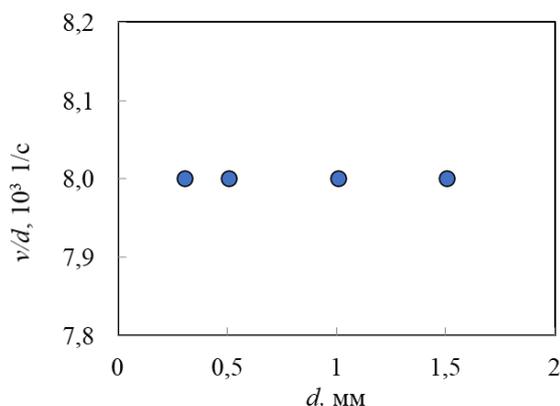


Рисунок 4 - Граница возникновения свечения жидкости в зависимости от толщины канала и скорости потока

Практическими приложениями проводимых исследований могут быть:

- методы подавления кавитационной эрозии при гидро- и сонолюминесценции;
- методы оценки деструкции масел при интенсивных течениях при проявлениях гидро- и сонолюминесценции;
- методы подавления акустических эффектов при гидро- и сонолюминесценции.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Правительства Пермского края в рамках научного проекта «Механизмы переноса импульса и диссипации в конденсированных средах (жидкостях и твердых телах) при интенсивных воздействиях в условиях множественных метастабильных состояний, индуцированных дефектами», соглашение С-26/562 от 23 марта 2021 г.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бирюков Д.А., Герасимов Д.Н., Синкевич О.А. Измерение и анализ спектра гидролюминесценции// Письма в ЖТФ, 2012, Т. 38, Вып. 2, С. 53 – 57.
2. Бирюков Д.А., Власова М.И., Герасимов Д.Н., Синкевич О.А. Свечение жидкости в узком канале как триболюминесценция// Оптика и спектроскопия, 2013, Т. 114, № 5, С. 55 – 59.
3. Farhat M., Chakravarty A., Field J.E., Luminescence from hydrodynamic cavitation// Proc. R. Soc. A, 2011, V. 467, P. 591-606.
4. Колдамасов, А.И., 1991. Плазменное образование в кавитирующей диэлектрической жидкости // ЖТФ, Т. 61, Вып. 2, С. 188 – 190.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ АМОРФНЫХ ПРОВОДОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НОВЫХ ВИДОВ ИЗДЕЛИЙ И МАТЕРИАЛОВ

Молоканов В.В., Крутилин А.В., Палий Н.А., Чуева Т.Р., Умнов П.П.

ИМЕТ РАН, Москва, Россия

palii@imet.ac.ru

Ферромагнитные аморфные провода (АП), полученные с использованием модифицированного метода Улитовского-Тейлора, разработанного в ИМЕТ РАН, обладают уникальным комплексом прочностных, упругих и магнитных свойств.

В настоящей работе рассмотрены три вида деформаций, которые характерны для аморфных проводов, полученных методом Улитовского-Тейлора:

(1) Деформация при получении АП методом Улитовского-Тейлора (формоизменение при затвердевании расплава). Такая деформация при затвердевании расплава осуществляется размягченной стеклянной оболочкой. При этом виде деформации имеется возможность получения проводов переменного диаметра, а именно, в процессе получения АП возможно изменять параметры процесса: скорость вытяжки, положение закалочного устройства, температуры расплава. В результате могут быть получены конусные образцы с перепадом диаметра от 10 до 500 и даже 1000 мкм. В случае растрескивания стеклянной оболочки в момент затвердевания провода могут быть получены отрезки проводов с заостренным кончиком. Для этой группы проводов стекло - формообразующий элемент, который легко удаляется при затвердевании. Могут быть получены следующие виды изделий: проводники с переменным диаметром и спиральные катетеры переменной жесткости, отрезки проводов с заостренным кончиком могут быть использованы в качестве микроигл при проведении операций на головном мозге.

(2) Упругая деформация. Особенности упругой деформации заключаются в том, что АП проявляют эффект сверхупругости. Упругая деформация составляет 2,5 - 4 % против 0,5-1 % для кристаллических проводов. Этот эффект может быть использован для создания стресс-композитов. Контроль деформации 0,5- 2 % (баллоны высоко давления, ответственные изделия из композитов для авиа- и ракетостроения). Также возможно применение в стоматологии в качестве ортодонтических файлов для прохождения зубных каналов.

(3) Псевдопластическая деформация. В результате проявления псевдопластической деформации могут быть получены мягкие магнитные нити в виде микроспиралей. Механизм псевдопластической деформации заключается в появлении и развитии полос сдвига на поверхности деформируемого АП, что позволяет формировать микроспирали, применение которых перспективно в медицине: для залечивания аневризм, маркировки хирургических тампонов. Из аморфных микроспиралей возможно изготовления катетеров, а также магнитовибрационных салфеток для косметологии и ускоренного заживления поверхностных ожогов.

Таким образом, использование вышеуказанных особенностей деформации ферромагнитных АП открывает широкие возможности получения перспективных материалов и изделий из них для медицины, а также авиа- и ракетостроения.

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00715-22-00.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ РАСТВОРОВ ПРИ НАЛОЖЕНИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ

¹Заворотнев Ю.Д., ^{1,2}Метлов Л.С., ²Петренко А.Г., ³Томашевская Е.Ю.

¹ГУ Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина, Донецк,
e-mail: zavorotnev.yurii@mail.ru

²ГОУ Донецкий национальный университет, Донецк,

³ГОУ Донецкий национальный университет экономики и торговли
им. Михаила Туган-Барановского, Донецк

В настоящее время актуальным является вопрос поведения материалов при наложении интенсивной пластической деформации кручения (ИПДКР). Как показано в работах [1,2], при наложении ИПДКР может меняться фазовый состав двухкомпонентных материалов типа *Cu-Ag*, *Cu-Sn*, *Cu-Co*. При этом осуществляется неразрушающий процесс воздействия кручения. Обнаружено, что при достаточно большом количестве оборотов система независимо от начального состояния и температуры отжига всегда приходит к одному и тому же стационарному состоянию. При этом фазовая граница диаграммы зависимости концентрации растворенной примеси от температуры отжига $T_{ам}$ смещалась и вырождалась в прямую вертикальную линию [1]. Подобное поведение наблюдаемых величин можно объяснить, опираясь на феноменологическую теорию Ландау [3]. Однако, в этих работах не рассматривалась форма фронта волны (кинк), возникающей при наложении ИПДКР. Изучению этого вопроса посвящена настоящая работа.

Пусть на двухкомпонентный кристалл с одним закрепленным концом наложено ИПДКР в области фазовой диаграммы, в которой примесь полностью растворена. Рассмотрим поведение фронта (кинк) возникающей бегущей волны, используя приближение виртуального кристалла. В этом случае можно ввести единый параметр порядка (ПП), описывающий деформацию элементарной ячейки. Для установления формы кинка воспользуемся феноменологической теорией Ландау.

Динамика кинка рассматривалась с помощью уравнения Ландау-Халатникова

$$\frac{\partial q_i}{\partial t} = -\gamma_{ii} \frac{\delta \Phi}{\delta q_i}; \quad (i = x, y) \quad (1)$$

где Φ – функционал свободной энергии, $\frac{\delta \Phi}{\delta q_i} = \sum_k (-1)^k \frac{d^k}{dz^k} \frac{\partial \Phi}{\partial \left(\frac{\partial^k q_i}{\partial z^k} \right)}$ – функциональная

производная, t – время, $\gamma_{ii}(i = x, y)$ – компоненты параметра, характеризующего скорость релаксации системы к положению равновесия, Φ – плотность неравновесного термодинамического потенциала (НТДП), которая для системы, подвергнутой воздействию ИПДКР с направленным по оси OZ моментом M , имеет вид

$$\begin{aligned} \Phi = & \frac{\alpha_1}{2} q^2(N) + \frac{\alpha_2}{4} q^4(N) + \frac{\alpha_3}{6} q^6(N) + \gamma_1 M^r \left(q_x \frac{\partial q_y}{\partial z} - q_y \frac{\partial q_x}{\partial z} \right) + \\ & + \gamma_2 M^s \left(\left(\frac{\partial q_x}{\partial z} \right)^2 + \left(\frac{\partial q_y}{\partial z} \right)^2 \right) + \beta_1 \varphi + \frac{\beta_2}{2} \varphi^2 + \frac{\beta_3}{3} \varphi^3 + \delta q^2 \varphi \end{aligned} \quad (2)$$

где γ_i ($i = 1, 2$), α_i, β_i ($i = 1 - 3$), δ - феноменологические постоянные, q - векторный структурный ПП с компонентами q_x и q_y , который определяется как линейная комбинация сдвигов ионов элементарной ячейки в результате ФП, φ - плотность дефектов. Зависимости $q_x(t)$ и $q_y(t)$ находятся с помощью системы уравнений

$$\begin{cases} \frac{\partial q_x}{\partial t} = -\gamma_{xx} \left[q_x (\alpha_1 + \alpha_2 q^2 + \alpha_3 q^4 + 2\delta\varphi) + 2\gamma_1 M^r \frac{\partial q_y}{\partial z} - 2\gamma_2 M^s \frac{\partial^2 q_x}{\partial z^2} \right] \\ \frac{\partial q_y}{\partial t} = -\gamma_{yy} \left[q_y (\alpha_1 + \alpha_2 q^2 + \alpha_3 q^4 + 2\delta\varphi) - 2\gamma_1 M^r \frac{\partial q_x}{\partial z} - 2\gamma_2 M^s \frac{\partial^2 q_y}{\partial z^2} \right] \end{cases} \quad (3)$$

Система (3) упрощается путем перехода к автомодельной переменной

$$u = z - ct \quad (4)$$

где c - фазовая скорость распространения волны. Математически данное преобразование означает переход к движущейся системе координат, в которой волна неподвижна, и при этом распределение характеристик в разные моменты времени получаются путем сдвига.

При $t = 0$ и $t = \infty$ ($u = -\infty$) система находится в равновесном состоянии (ИПДКР отсутствует), и все производные равны нулю. Следовательно, граничные условия $q_x(-\infty), q_y(-\infty), q_x(+\infty), q_y(+\infty)$ определяются из алгебраических уравнений

$$\begin{aligned} \alpha_1 + \alpha_2 q^2 + \alpha_3 q^4 + 2\delta\varphi &= 0 \quad (t = 0) \\ q^2(-\infty) &= \frac{-\alpha_2 + \sqrt{\alpha_2^2 + 4\alpha_3 \left(\alpha_1 - 2\delta\varphi + \frac{\gamma_1^2 M^{2r-s}}{2\gamma_2} \right)}}{2\alpha_3} \end{aligned} \quad (5)$$

Как показано в [1-3], в двухкомпонентных системах типа Cu-A ($A=Ag, Sn, Co$) имеет место критическая температура отжига $T_{kr\ ann}$, при переходе через которую поведение системы кардинально меняется. При $T_{ann} < T_{kr\ ann}$ функция $q(N)$, где N - число оборотов - возрастающая и выпуклая, при $T_{ann} > T_{kr\ ann}$ искомая зависимость - убывающая и вогнутая. Подобное поведение объясняется расходимостью и изменением знака коэффициента γ_2 в окрестности точки $T_{kr\ ann}$ [3]. Эта особенность влияет и на форму кинка.

На рис.1 изображен устоявшийся режим распространения для достаточно больших времен после воздействия ИПДКР и представлена зависимость $q(u)$ для случая $T_{ann} < T_{kr\ ann}$ (сплошная кривая) и $T_{ann} > T_{kr\ ann}$ (пунктирная кривая). В обоих случаях имеет место колебательный процесс при переходе из одного состояния в другое. Эта особенность переднего фронта кинка зависит от его скорости и величины коэффициента релаксации. Увеличение скорости распространения приводит к увеличению затухания колебательного процесса, т.е. уменьшается амплитуда и количество колебаний до перехода в равновесное состояние. В пределе большой скорости форма кинка становится монотонной (убывающая или возрастающая). При увеличении коэффициента релаксации растут амплитуды колебаний переднего фронта и их количество. Уменьшение $\gamma_{xx} = \gamma_{yy}$ действует аналогично увеличению невозмущенной скорости. Уменьшение коэффициента γ_2 приводит к увеличению частоты затухающих колебаний и не влияет на их амплитуду. При этом происходит более быстрый переход в конечное стационарное состояние (рис.2).

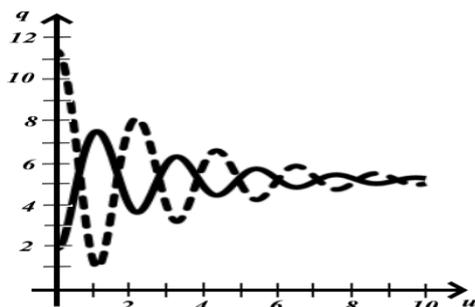


Рисунок 1 - Качественная форма кинка при малой скорости. Сплошная линия - $T_{ann} < T_{kr ann}$. Пунктирная линия - $T_{ann} > T_{kr ann}$. По осям приняты произвольные единицы измерения.

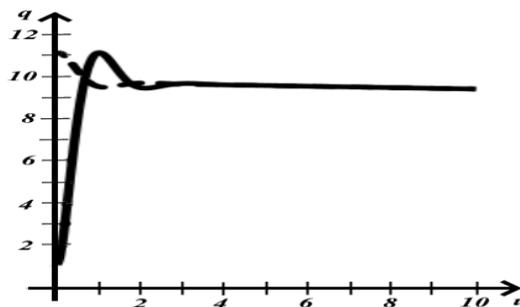


Рисунок 2 - Качественная форма кинка при большой скорости. Сплошная линия - $T_{ann} < T_{kr ann}$. Пунктирная линия - $T_{ann} > T_{kr ann}$. По осям приняты произвольные единицы измерения.

На поведение переднего фронта может оказывать влияние дисперсия, величина которой определяется постоянной γ_1 . Предположим, что причиной появления слабой

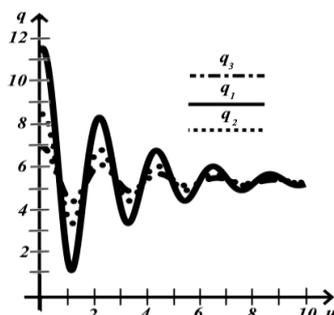


Рисунок 3 - Сравнение качественных форм кинка при квадратичной (пунктирная линия) и линейной (штрихпунктирная линия) зависимостях дисперсии от ПП. Сплошная линия – дисперсия отсутствует. По осям приняты произвольные единицы измерения.

дисперсии является изменение величины ПП. Тогда γ_1 можно разложить в ряд по степеням ПП. Рассмотрены случаи квадратичной и линейной зависимостей. Как следует из рис.3 имеет место значительное уменьшение максимумов переднего фронта.

Необходимо отметить, что в точке $u = 0$ производные во всех случаях равны нулю, т.е. имеет место минимум колебательного процесса по отношению к конечному состоянию. Эта точка является устойчивой, поскольку первая производная от ПП равна нулю и обеспечивается минимум энергии.

Выводы

1. Показано, что при малой скорости распространения кинка в переднем фронте возникают колебания с возрастающей амплитудой.
2. Если скорость распространения кинка велика, то передний фронт представляет собой монотонную кривую.

3. Дисперсия оказывает существенное влияние на форму кинка. При линейной и квадратической дисперсии уменьшаются амплитуды колебаний, но частотный характер не меняется.

ЛИТЕРАТУРА

1. V.B. Straumal, A.R.Kilmametov, Y.Ivanisenko, L.Kurmanaeva, B.Baretzky, Y.O.Kucheev, P.Zięba, A.Korneva, D.A.Molodov. Materials Letters 118, 111 (2014).
2. V.B. Straumal, A.R. Kilmametov, B. Baretzky, O.A. Kogtenkova, P.B. Straumal, L. Litynska-Dobrzynska, R. Chulist, A. Korneva, P. Zieba. Acta Materialia 195, 184 (2020).
3. Boris Straumal, Askar Kilmametov, Anna Korneva, Pawel Zięba, Yuri Zavorotnev, Leonid Metlov, Olga Popova and Brigitte Baretzky. Crystals 11, 766 (2021).

**ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕННОСТИ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА
МИКРОТВЕРДОСТЬ И ПАРАМЕТРЫ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СОСТАРЕННОГО
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК9**

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г., Иванов К.А., Субботина Е.А.
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
образования «Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С. П. Королева», Самара, Россия
ShakhbanovaSel@mail.ru

Для улучшения свойств алюминиевых сплавов применяются различные методы термической обработки. Одним из методов, которым удается существенно упрочнить алюминиевые сплавы, является технология искусственного старения. Известно [1], что микротвердость закаленных алюминиевых сплавов, типа Д1, Д16, искусственно состаренных в постоянных и импульсных магнитных полях, заметно изменяется по сравнению со случаем старения без магнитного поля. Наблюдается, так называемый, магнитоэластический эффект (МПЭ) [2-3], заключающийся в изменении пластических свойств сплава в результате наложения магнитных полей. Таким образом, целесообразным является использование постоянного магнитного поля (ПМП) для улучшения физико-механических свойств алюминиевого сплава АК9, что позволит, в случае достижения их высоких значений, предложить усовершенствованную технологию обработки алюминиевых сплавов.

В связи с этим, целью данной работы является комплексное экспериментальное исследование влияния напряженности ПМП от 1 до 7 кЭ на микротвердость, параметры решетки и параметры тонкой структуры состаренного алюминиевого сплава АК9.

Таблица 2 – Режимы термической и термомагнитной обработок алюминиевого сплава АК9

Температура отжига T, °C	Время отжига t, ч	Напряжённость ПМП, кЭ
Закалка от 535 °C (2 ч) в воду (20 °C)		
		0
		1
175	4	2,5
		5
		7

В табл. 1 представлены режимы термомагнитной обработки для алюминиевого сплава АК9. Отжиг образцов проводился в ПМП напряженностью 1-7 кЭ и без него при температуре 175 °C в вакуумной камере при давлении остаточных паров 10^{-3} Па.

Ниже приводятся основные результаты, полученные комплексом следующих методов исследования: измерения микротвердости с компьютерной обработкой результатов измерений, рентгенографического и рентгеноструктурного анализов.

Результаты влияния ПМП на микротвердость алюминиевого сплава АК9 представлены на рисунке 1. Относительная ошибка среднего значения микротвердости исследуемого сплава составила 4 %.

Из рисунка 1 видно, что после закалки среднее значение микротвердости сплава составляет 79 кг/мм². Полученное значение микротвердости согласуется с литературными данными [4], что свидетельствует о достоверности результатов настоящей работы.

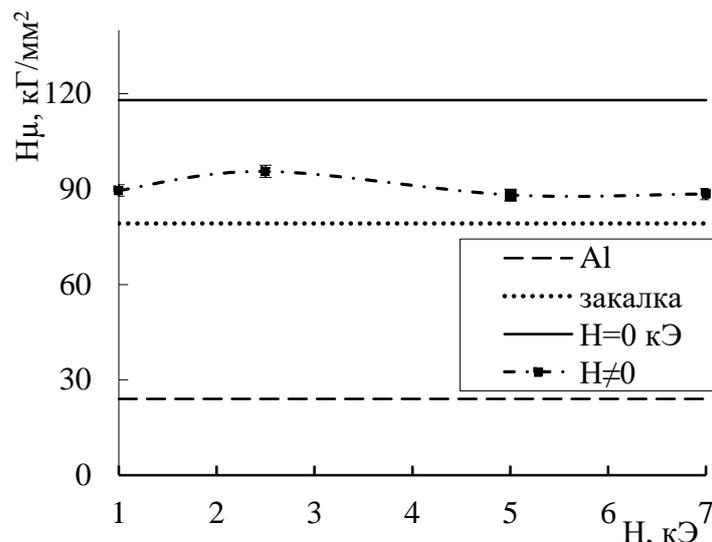


Рисунок 1 – Полевая зависимость микротвердости алюминиевого сплава АК9

Старение без наложения ПМП при температуре 175 °С всегда приводит к увеличению микротвердости исследуемого сплава по сравнению с закаленным состоянием. Это объясняется тем, что при старении металлического сплава выделяются фазы (в частности, Mg_2Si), которые тормозят движение дислокаций и тем самым, приводят к возрастанию прочностных свойств сплава. [22]

Наложение ПМП напряженностью от 1 до 7 кЭ на старение алюминиевого сплава АК9 при температуре отжига 175 °С и времени 4 ч приводит к уменьшению микротвердости до 25 %, при этом пластические свойства сплава увеличиваются. Наблюдается, так называемый, положительный МПЭ [2-3.]. Стоит отметить, что с увеличением напряжённости ПМП значения микротвердости практически не изменяются.

Уменьшение микротвердости можно связать с тем, что при наложении ПМП структура сплава испытывает значительные изменения и становится однородной и менее искаженной, как показали результаты рентгеноструктурного анализа, приведенные ниже. Вследствие этого, движущие дислокации встречают на своем пути меньшее количество препятствий (фазы, границ зерен и т.д.), и сплав становится более пластичным.

Большую информацию о структуре исследуемого материала несут сведения о параметре решетки. В связи с этим, в данной работе проведен рентгенографический анализ (РГА) образцов, отожженных в ПМП напряженностью от 1 до 7 кЭ и без него. На рисунке 2 представлена зависимость параметра решетки от напряженности ПМП при температуре отжига 175 °С и времени отжига 4 ч, построенная по результатам расчета по линии (311). Данные, полученные методом РГА, дают представление о полной картине изменения параметра решетки исследуемого материала.

Среднеквадратичная ошибка отдельного измерения параметра решетки составляет 0,001 Å, относительная ошибка отдельного измерения параметра решетки – 0,04 %.

Из рис. 2 видно, что после закалки от 535 °С (2 ч) в воду, параметр решетки сплава больше параметра решетки чистого алюминия и составляет 4,054 Å, это связано с наличием в твердом растворе алюминия атомов кремния и магния, которые являются примесью внедрения и замещения, соответственно.

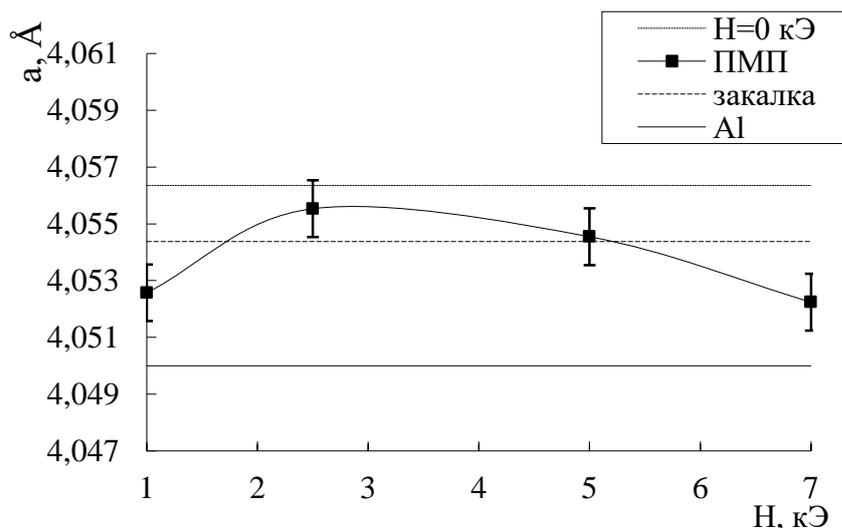


Рисунок 2 – Зависимость параметра решетки алюминиевого сплава АК9 от напряженности ПМП

В процессе старения сплава происходит перераспределение атомов кремния между α -твердым раствором на основе алюминия и фазой кремния с элементами эвтектики, в результате чего значения параметра решетки сплава увеличиваются по сравнению с закаленным состоянием, что наглядно видно на рисунке 3.2.

Наложение ПМП практически не приводит к изменению параметра решетки по сравнению с параметром решетки сплава, состаренного без поля, значения лежат в пределах ошибки измерения.

Методом рентгеноструктурного анализа (рентгеноструктурный анализ проводили на установке ДРОН-2 в СоКа излучении) рассчитаны параметры тонкой структуры, средний размер блока когерентного рассеяния ($\langle D \rangle$), величина относительной микродеформации ($\langle Dd/d \rangle$) и плотности дислокаций ($\langle \tau \rangle$).

Относительная ошибка отдельного измерения среднего блока когерентного рассеяния, плотности дислокаций и величины относительной микродеформации составляет 24, 80, 48%.

Анализ полученных результатов показал, что значения средних размеров блоков когерентного рассеяния при наложении ПМП больше, чем в его отсутствии, а значения величин микродеформаций и плотности дислокаций при наложении поля ниже, чем значения, полученные без него. Это свидетельствует о том, что структура сплава при наложении ПМП становится менее искаженной, чем в его отсутствии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Покоев А.В., Осинская Ю.В., Шахбанова С.Г., Ямщикова К.С. Известия РАН. Серия физическая. Т.82, № 7 (2018).
2. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. Кристаллография. Т. 48. №5, сс. 838–867. (2003).
3. Моргунов Р. Б., Баскаков А. А., Дмитриевский А. А. Вестник ТГУ. №3, сс. 107. (2001).
4. Белов Н.А., Савченко С.В., Хван А.В., Справочное издание, сс. 283 (2008).

**ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПАРАМЕТРЫ
МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ
СПЛАВЕ АК9**

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г., Четверкин А.А.

*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева,
Самара, Россия
ShakhbanovaSel@mail.ru*

В результате ранее проведенных исследований известно [1, 2], что микротвердость закаленных алюминиевых сплавов, типа Д1, Д16, В95пч, искусственно состаренных в постоянных и импульсных магнитных полях, заметно изменяется по сравнению со старением без наложения магнитного поля. Наблюдается, так называемый, магнитоэластический эффект (МПЭ) [3-5]. В связи с этим, целью данной работы является комплексное, экспериментальное исследование влияния температуры и ПМП на микротвердость, параметр решетки и фазовый состав состаренного алюминиевого сплава АК9.

Образцы из алюминиевого сплава АК9 после выдержки 2 ч и последующей закалки от 535 °С в воду отжигали при температурах от 120 до 300 °С длительностью 4 ч в ПМП напряженностью 7 кЭ и без него.

Анализ экспериментальных данных позволяет сделать следующие выводы:

– анализ температурной зависимости микротвердости показал, что наложение ПМП на старение сплава приводит практически всегда к уменьшению микротвердости до 25 %, наблюдается положительный МПЭ. Кроме этого, обнаружено, что при температуре 175 °С наблюдается резко выраженный максимум микротвердости. Полученный результат позволил сделать вывод, что температура 175 °С является оптимальной при термической обработке алюминиевого сплава АК9;

– методом рентгенофазового анализа обнаружено, что наложение ПМП напряженностью 7 кЭ приводит к увеличению интенсивности всех наблюдаемых линий (α -твердого раствора на основе алюминия, фазы Mg_2Si и чистого кремния с элементами эвтектики) до 3 раз и уменьшению их полуширины до $0,42^\circ$, что свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры сплава. Практически всегда наблюдается смещение линий α -твердого раствора на основе алюминия в сторону меньших углов до $0,17^\circ$;

– анализ данных, полученных рентгенографическим методом, свидетельствует о том, что наложение ПМП на старение алюминиевого сплава АК9 не приводит к существенному изменению параметра решетки сплава по сравнению со старением без поля, с увеличением температуры старения значения параметра решетки имеют тенденцию к увеличению.

ЛИТЕРАТУРА

1. А.В. Покоев, Ю.В. Осинская, С.Г. Шахбанова, К.С. Ямщикова. Известия РАН. Серия физическая, Т. 82, №7, сс. 961–964 (2018).
2. Покоев А.В., Осинская Ю.В. Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. Т. 23, №123, сс. 484–487. (2018).
3. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. Кристаллография. Т. 48. №5, сс. 838–867. (2003).
4. Моргунов Р. Б., Баскаков А. А., Дмитриевский А. А. Вестник ТГУ. №3, сс. 107. (2001).
5. Головин Ю. И. Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. №4. сс. 615–620. (2003).

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ЭВДИАЛИТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА

Бунин И.Ж., Анашкина Н.Е.

ФГБУН Институт проблем комплексного освоения недр
им. академика Н.В. Мельникова Российской академии наук (ИПКОН РАН),
Москва, Россия,
bunin_i@mail.ru

Актуальность проблемы совершенствования технологии переработки эвдиалитовых руд, содержащих цирконий, гафний, тантал, ниобий, титан и редкоземельные элементы (РЗЭ), определяется перспективами их использования в качестве источника получения редких металлов и РЗЭ (Ловозерский щелочной массив – Мурманская область, Россия (Zr, Nb; 2.5% – РЗЭ), Илимаусак – Южная Гренландия, другие щелочные массивы России, Канады, Таджикистана, Гренландии, Бразилии, Китая, Индии и Австралии) [1]. *Эвдиалит* (идеальная химическая формула собственно эвдиалита (хибинский эталонный образец) — $\text{Na}_{15}\text{Ca}_6\text{Fe}_3\text{Zr}_3\text{Si}(\text{Si}_{25}\text{O}_{73})(\text{O},\text{OH},\text{H}_2\text{O})_3(\text{Cl},\text{OH})_2$ [1, 2]) представляет собой породо- и рудообразующий минерал люавритов и ювитов с содержанием его в этих породах до 20–30 %, что обеспечивает высокую обогатимость эвдиалитовых руд гравитационно-магнитной сепарацией с извлечением эвдиалита в концентрат.

Минералы группы эвдиалита хорошо растворимы в минеральных неорганических кислотах, однако в процессе кислотного выщелачивания извлечение циркония не превышает 75–77 %. Основные потери Zr, Nb, Ta, Hf и редкоземельных элементов (РЗЭ) связаны с переходом в раствор кремния в виде кремниевых кислот и образованием кремнегелей [1], в которых происходит полимеризация Si и Zr с формированием соединенных гидроксильными (оляция) или кислородными (оксоляция) мостиками полимеров на основе гидратированного кремнезема. Для уменьшения потерь Zr и других редких элементов рекомендуется проводить разложение эвдиалитового концентрата с получением на начальной стадии золя и/или использовать механические, физико-химические и энергетические воздействия на минеральное сырье в качестве подготовительных операций перед процессами выщелачивания концентратов [3, 4] и эвдиалитовой флотации [5]. В [4] установлен эффект интенсифицирующего влияния электромагнитных импульсных воздействий на процесс кислотного выщелачивания эвдиалитового концентрата: предварительная обработка минеральных проб мощными электромагнитными импульсами (МЭМИ) позволила повысить извлечение циркония в продуктивный раствор на 3.3–4.3 %, при использовании диэлектрического барьерного разряда (ДБР) — на 4.0 %; суммарное извлечение РЗЭ увеличилось на 1.2–1.8 %.

В докладе представлены экспериментальные данные о направленном изменении морфологии (рельефа, дефектов) поверхности и структурно-чувствительных свойств (микротвердости, электрокинетического потенциала, краевого угла смачивания) эвдиалита в результате воздействия неравновесных электрических разрядов двух видов — высоковольтного импульсно-периодического наносекундного (МЭМИ [6]) и диэлектрического барьерного (ДБР [7]) разрядов в воздухе при атмосферном давлении.

Материалы и методики исследований. Исследования проводили на образцах в виде отдельных минеральных зерен и аншлифов эвдиалита Ловозерского месторождения $\text{Na}_{15}\text{Ca}_6(\text{Fe}^{2+}, \text{Mn}^{2+})_3\text{Zr}_3[\text{Si}_{25}\text{O}_{73}](\text{O},\text{OH},\text{H}_2\text{O})_3(\text{Cl},\text{OH})_2$. Размер зерен эвдиалита от 60 до 600 мкм, минеральных аншлифов — $10 \times 10 \times 4.5$ мм. Электрофизические параметры генераторов импульсов высокого напряжения и условия обработки минеральных проб высоковольтными наносекундными импульсами и диэлектрическим барьерным разрядом в воздухе при атмосферном давлении

приведены в [4, 8]; продолжительность обработки образцов изменяли в диапазоне $t_{обр.}=10-150$ с. В случае воздействия МЭМИ, — длительность высоковольтных наносекундных импульсов находилась в пределах 4–10 нс; $U \sim 20-50$ кВ — амплитуда импульса, $E \sim 10^7$ В \times м⁻¹ — напряженность электрического поля в межэлектродном промежутке длиной 5 мм, $f \sim 100$ Гц — частота повторения наносекундных импульсов. Напряжение на электродах в ячейке генератора ДБР — 20 кВ, длительность импульса ~ 10 мкс, длительность переднего фронта импульса ~ 300 нс, частота повторения иницирующих разряд импульсов — 15 кГц.

Анализ морфологии поверхности образцов эвдиалита до и после обработки МЭМИ и ДБР проводили с использованием аналитической растровой электронной микроскопии (РЭМ–РСМА, LEO 1420VP–EDX Oxford INCA Energy 350). Микротвердость минерала определяли по методу Виккерса (HV , МПа; ГОСТ-2999-75): микротвердомер ПМТ-3М; нагрузка на индентор 200 г, время нагружения 10–15 с. Электрокинетический потенциал (потенциал течения (протекания), ζ -потенциал, мВ) минеральных частиц размером ≤ 50 мкм измеряли с помощью анализатора Microtrac ZETA-Check Analyzer. Влияние энергетических воздействий на гидрофобность поверхности минерала оценивали по изменению краевого угла смачивания (Θ°) поверхности водой с использованием метода лежащей “покоящейся” на плоскости капли дистиллированной воды диаметром $\sim 2-3$ мм.

Результаты и их обсуждение. По данным РЭМ–РСМА, в результате *нетеплового* воздействия [6] наносекундных МЭМИ происходило разрушение структуры эвдиалита с образованием микротрещин и отдельных минеральных фрагментов. Установленное увеличение средней арифметической шероховатости (R_a) поверхности с повышением $t_{обр.}$ (максимальное увеличение R_a с 0.3 до 2 мкм зафиксировано при $t_{обр.}=150$ с) свидетельствует об огрублении рельефа поверхности вследствие образования микродефектов и поверхностных микрофаз, что, в свою очередь, вызывало разупрочнение поверхности минерала. Наблюдалось последовательное (монотонное) снижение микротвердости эвдиалита с увеличением времени электроимпульсной обработки с 740 МПа в исходном состоянии до 560 МПа при $t_{обр.}=150$ с, т. е. $\Delta HV_{max}=24\%$. При кратковременных импульсных воздействиях ($t_{обр.}=10-30$ с) отмечено существенное уменьшение микротвердости минерала ($HV=650$ МПа; $\Delta HV \sim 12\%$).

Изменения морфологии поверхности эвдиалита, подвергнутого воздействию ДБР ($t_{обр.}=50$ с), связаны с образованием дефектов в виде отпечатков токовых микроканалов электрического пробоя диаметром 1–3 мкм и микротрещин; с увеличением времени обработки до 100 с на поверхности зерен формировались фрагментированные покрытия. В результате действия таких эффективных факторов барьерного разряда, как электрическое поле и низкотемпературная плазма ДБР происходило разупрочнение поверхности образцов и снижение микротвердости эвдиалита с увеличением времени обработки с $HV=780$ до 420 МПа при $t_{обр.}=0$ и 150 с соответственно ($\Delta HV_{max}=46\%$), причем при кратковременной ($t_{обр.}=10$ с) обработке минерала $HV=630$ МПа, т. е. $\Delta HV \sim 19\%$.

Краевой угол смачивания Θ поверхности эвдиалита изменялся немонотонно с увеличением времени энергетических воздействий (как МЭМИ, так и ДБР): при $t_{обр.}=10-30$ с Θ повышался с 57° ($t_{обр.}=0$ с) до $73.2-77.6^\circ$ ($t_{обр.}=10-30$ с, ДБР) и до 63° ($t_{обр.}=10$ с, МЭМИ). По всей видимости, установленный эффект увеличения гидрофобности поверхности в результате кратковременных энергетических воздействий вызывает улучшение сорбционных и флотационных свойств минерала. В диапазоне изменения $t_{обр.}=30-150$ с отмечалось снижение Θ до $55-57^\circ$.

Минералы группы эвдиалита хорошо растворимы в кислотах, неустойчивы в водной среде, каркас эвдиалита имеет значительный отрицательный заряд порядка – 24 мВ [1, 2]. В процессе растворения эвдиалита катионы Na, Fe, Mn переходят в жидкую фазу минеральной суспензии и становятся потенциалопределяющими ионами у поверхности частиц минерала. В этом случае противоионами в составе двойного

электрического слоя оказываются гидроксид-анионы (гидроксильные группы жидкой фазы). В нейтральной среде электрокинетический потенциал эвдиалита отрицателен $\zeta (t_{обр.} = 0 \text{ с}) = -96.5 \text{ мВ}$.

В результате обработки образцов МЭМИ происходило монотонное уменьшение отрицательных значений изменения ζ - потенциала до -89.3 мВ ($t_{обр.} = 10 \text{ с}$) и -81.5 мВ при $t_{обр.} = 50 - 100 \text{ с}$. Воздействие излучения ДБР вызывало немонотонное изменение электрокинетического потенциала минеральных частиц с увеличением $t_{обр.} = 10 - 150 \text{ с}$: кратковременное ($t_{обр.} = 10 \text{ с}$) воздействие ДБР способствовало росту отрицательных значений ζ - потенциала до -110.1 мВ . В диапазоне изменения времени обработки минерала ДБР $t_{обр.} = 30 - 150 \text{ с}$ наблюдалось монотонное снижение потенциала до -87 мВ ($t_{обр.} = 30 - 50 \text{ с}$) и -82 мВ при $t_{обр.} = 150 \text{ с}$. Установленное изменение электрических свойств минеральных частиц с увеличением $t_{обр.}$ также позволяет сделать прогноз о возможности повышения сорбционной активности минерала по отношению к анионному реагенту (олеату натрия) и извлечения эвдиалита при флотации.

Полученные результаты показали принципиальную возможность применения кратковременных ($t_{обр.} = 10 - 30 \text{ с}$) электромагнитных импульсных воздействий (МЭМИ и ДБР) для разупрочнения (селективного раскрытия минеральных комплексов (сростков), образования ненасыщенных химических связей) и структурно-химического модифицирования поверхности эвдиалита для повышения эффективности обогащения комплексных эвдиалитовых руд.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Министерства науки и высшего образования РФ № 13.1902.21.0018 (соглашение № 750-15-2020-802).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Расцветаева Р.К., Чуканов Н.В., Аксенов С.М. Минералы группы эвдиалита: кристаллохимия, свойства, генезис. Нижний Новгород: Изд-во НГУ, 2012. – 229 с.
- [2] Расцветаева Р.К. // Кристаллография. – 2007. – Т. 52. – № 1. – С. 50-67.
- [3] Chanturiya V.A., Minenko V.G., Samusev A.L., Chanturiya E.L., Koporulina E.V., Bunin I.Zh., and Ryazantseva M.V. // Miner. Process. and Extr. Metall. Rev. – 2020. – Vol. 41. – DOI: 10.1080/08827508.2020. 1793141.
- [4] Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Миненко В.Г., Самусев А.Л. // Obogashchenie Rud (transl.: Mineral Processing Journal) Обогащение руд. – 2021. – № 5. – С. 15-20.
- [5] Найфонов Т.Б., Белобородов В.И., Захарова И.Б. Флотационное обогащение комплексных титановых и циркониевых руд. – Апатиты: Изд-во КНЦ РАН, 1994. – 155 с.
- [6] Чантурия В.А., Гуляев Ю.В. и др. // Доклады РАН. – 1999. – Т. 366. – № 11. – С. 680-683.
- [7] Автаева С.В. Барьерный разряд. Исследование и применение. LAP Lambert Academic Publishing GmbH & Co. KG, Saarbrücken, Germany, –2011. – 193 с.
- [8] Бунин И.Ж., Чантурия В.А., Рязанцева М.В., Копорулина Е.В., Анашкина Н.Е. // Известия РАН. Серия физическая. – 2020. – Т. 84. – № 9. – С. 1355-1358. — DOI: 10.31857/S0367676520090094.

**МЕХАНИЗМЫ ПЕРЕНОСА ИМПУЛЬСА И РАЗРУШЕНИЯ В УСЛОВИЯХ
МНОЖЕСТВЕННЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СОСТОЯНИЙ, ИНДУЦИРОВАННЫХ
ДЕФЕКТАМИ**

Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН,
614013, Пермь, Россия,
naimark@icmm.ru*

До настоящего времени открытым остается вопрос о фундаментальных основах физики и механики пластичности и разрушения конденсированных сред и их связь со свойствами ансамблей дефектов в широком диапазоне интенсивностей нагружения. Принципиальное значение при этом является исследование статистико-термодинамических свойств ансамблей дефектов с учетом важнейшего свойства последних как локального изменения симметрии (диффеоморфизма). Это предполагает введение соответствующих переменных, характеризующих дефекты, описание их взаимодействия между собой и внешними полями, термодинамики и кинетики неравновесной среды с дефектами. Исследование термодинамических и кинетических свойств сред с дефектами предполагает обобщение классических подходов применительно к существенно-неравновесным состояниям, определение условий «термализации» и вида термодинамических потенциалов для таких систем как основы построения моделей поведения сред, методологии эксперимента.

Попытки обобщения термодинамики применительно к процессам пластичности и разрушения предпринимаются последние десятилетия. Подход, развитый в [1-5], позволил предложить обобщение термодинамики, включая решение проблемы «термализации» сред с дефектами, вида неравновесных термодинамических потенциалов, построение полевых (определяющих) уравнений для изучения связи нелинейной кинетики дефектов с релаксационными свойствами (механизмами переноса импульса), стадийностью развития поврежденности и переходов к разрушению. Установлено, что механизмы пластичности и кинетики поврежденности в средах с дефектами соответствуют новому классу неравновесных критических явлений, структурно-скейлинговые переходы, реализующие множественные метастабильные состояния при формировании коллективных мод ансамблей дефектов. Последние имеют природу автомодельных решений уравнений кинетики дефектов и соответствуют автосолитонным модам «локализованной пластичности» и диссипативным структурам «обострения», инициирующим зарождение трещин [3].

Исследование нелинейной кинетики дефектов, ее связи с релаксационными свойствами, эффектами локализации имеет принципиальное значение для понимания механизмов пластичности, переходов от дисперсного к макроскопическому разрушению, для постановки модельных экспериментов, которые, в общем случае, не должны проводиться в рамках «адиабатического приближения», т. е. в предположении малых времен эволюции дефектов по сравнению с временами изменения переменных нагружения. В работах [6-9] экспериментально и теоретически показано, что поведение материалов при интенсивных воздействиях (ударно-волновое и динамическое нагружение) сопровождается эффектами пластичности и разрушения (автомодельность пластического фронта, «динамическая ветвь» при отколе, формирование «волн разрушения»), когда кинетика дефектов (коллективные моды) «подчиняют» динамику наблюдаемых переменных (напряжений, деформаций). Принципиальное значение при этом имеет установление автомодельных решений, определяющих динамику коллективных мод дефектов. Понимание автомодельных закономерностей дает возможность для обоснования критериальных соотношений (в терминах наблюдаемых переменных), позволяющих обобщение результатов лабораторных экспериментов на конструкции. Характерным примером являются эффекты, наблюдаемые при разрушении материалов в условиях сверхмногоциклового

усталости, когда критические условия определяются стадийностью развития поврежденности в объеме материала, в отличие от кинетики развития усталостных трещин (соотношения Пэриса), развивающихся с поверхности, при многоциклового усталости [9]. Стадийность развития разрушения в этом случае последовательно определяется автомодельными решениями, определяющими локализацию поврежденности (формирование очага разрушения, так называемой, зоны “fish-eye”), развитием последней в присутствии концентрации напряжений (коэффициента интенсивности напряжений, определяемого «автомодельным» решением Ирвина), с переходом к стадии развития трещин «Пэриса», рис.1.

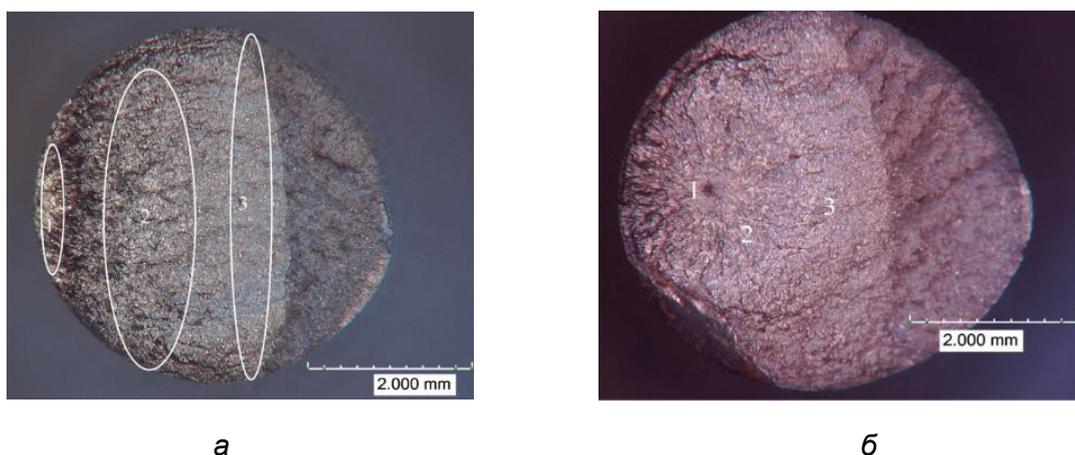


Рисунок 1 - Характерный рельеф поверхности и зоны зарождения и распространения усталостного разрушения сплава АМг6: (а) при многоциклового усталости, (б) при гигаациклового усталости (2 – зона “fish-eye”)

Фундаментальные аспекты стадийности разрушения, механизмов развития усталостных трещин в поврежденной среде приобретают важное прикладное значение для обоснования критериев усталостного (гигаациклового) ресурса материалов авиационного моторостроения, в том числе в условиях комбинированного динамического и усталостного нагружения, соответствующего случайному соударению лопаток вентиляторов газотурбинных двигателей, что является одной из основных причин авиационных катастроф.

Исследование закономерностей нелинейного поведения сред с дефектами имеет фундаментальное значение для понимания механизмов переноса импульса и диссипации для широкого класса конденсированных сред (твердых тел и жидкостей), пылевой плазмы, биологических систем. проблем теории поля [9-12].

Исследования поддержаны Российским Научным Фондом (проект 21-79-30041).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Беляев О.Б., Наймарк О.Б. Локализованные обостряющиеся структуры в процессах разрушения твердых тел при интенсивных воздействиях//ДАН СССР,1990,- №2, с.312-319.
2. Наймарк О.Б. Неустойчивости в конденсированных средах, обусловленные дефектами // Письма в ЖЭТФ, 1998,Т. 67, № 9, с. 751-757.
3. Naimark, O.B., 2004. Defect Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure (plenary lecture), in “Advances in Multifield Theories of Continua with Substructure”. In: G. Capriz and P. Mariano (Eds.). Birkhäuser, Boston, 75-114.
4. Naimark O. Some regularities of scaling in plasticity, fracture, and turbulence // Phys. Mesomech, 2016, V.19, No.3, P.307-318.

5. Naimark O., Bayandin Yu., Uvarov S., Bannikova I., Saveleva N. Critical Dynamics of Damage-Failure Transition in Wide Range of Load Intensity // *Acta Mechanica*, 2021, V.232, P.1943–1959.

6. Naimark O.B., Bayandin Y.V., Zocher M.A. Collective properties of defects, multiscale plasticity, and shock induced phenomena in solids // *Physical Mesomechanics*, 2017, V.20, №1, P.10-30.

7. Naimark, O.B., and Uvarov, S.V. Nonlinear crack dynamics and scaling aspects of fracture (experimental and theoretical study)// *Int. J. Fracture*, 2004, V.128, P. 285-292.

8. Naimark O. Energy release rate and criticality of multiscale defects kinetics // *Int. J. Fracture*, 2016, V.202, P.271–279.

9. Naimark O., Oborin V., Bannikov M., Ledon D. Critical Dynamics of Defects and Mechanisms of Damage-Failure Transitions in Fatigue // *Materials*, 2021, V.14, n.10, P.2554-2567.

10. Bizzarri M., Naimark O., Nieto-Villar J., Fedeli V., Giuliani A. Complexity in Biological Organization: Deconstruction (and Subsequent Restating) of Key Concepts // *Entropy*, 2020, V. 22, n.8, P.885-8872.

11. Beloglazova Yu., Nikitiuk A., Voronina A., Gagarskikh O., Bayandin Yu., Naimark O., Grishko V. Label-Free Single Cell Viability Assay Using Laser Interference Microscopy // *Biology*, 2021, Vol. 10., No. 7, P. 590-615.

12. Naimark O.B. Defects Induced Criticality and Gapped Momentum States in Condensed Matter // *Procedia Structural Integrity*, 2021, V.32, P.144-151.

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОДЛОЖКИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА
ОБРАЗЦОВ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ
ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ**

**Бикбаев Р.М.¹, Palani I.A.², Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Mani Prabu S.S.²,
Manikandan M.², Jayachandran S.², Sahu Anshu²**

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

²Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore,
Indore, INDIA

e-mail: BikbaevRM@yandex.ru

Температура предварительного нагрева подложки является одним из наиболее важных технологических параметров в аддитивных технологиях, который может влиять на микроструктуру и свойства полученной детали. Целью данной работы явилось исследование влияния температуры подложки на функциональные свойства образцов из сплава TiNi с памятью формы, полученных методом послойной электродуговой наплавки.

Десятислойные образцы сплава Ni_{50.9}Ti_{49.1} синтезировали на титановую подложку при температуре 20 °С, 200 °С, 300 °С, 400 °С методом электродуговой послойной наплавки. После этого, образцы разрезали на пластины, которые отжигали при температуре 500 °С в течение 6 часов. В образцах исследовали псевдоупругое поведение при температуре $A_c + 5$ °С и изменение деформации при охлаждении и нагревании под постоянной нагрузкой через полный интервал мартенситного превращения.

Полученные результаты показали, что изменение температуры подложки (T_n) в интервале 20 °С - 300 °С не влияет на максимальную величину эффекта памяти формы ε_{\max}^{SM} , которая наблюдается при охлаждении и нагревании под напряжением 200 МПа и составляет 2,5 %. Увеличение T_n до 400 °С, уменьшает ε_{\max}^{SM} с 2,5% до 1,9%. Увеличение температуры подложки с 20 °С до 200 °С не влияет на необратимую деформацию, которая составляет 1,6 %. Однако этот параметр уменьшается до 0,2% при температуре подложки 400 °С. В образцах, наплавленных на подложку при 20 °С и 400 °С, наблюдается совершенный эффект псевдоупругости. В образцах, наплавленных на подложку при 200 °С и 300 °С, при разгрузке деформация восстанавливается неполностью и коэффициент возврата составляет 80%. Показано, влияние температуры подложки на функциональные свойства обусловлено увеличением остроты текстуры вдоль направления [001].

**Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФ (№ 19-49-02014)-
DST (№ DST/INT/RUS/RSF/P-36) и проекта Санкт-Петербургского
государственного университета № 93770284.**

КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ВОЛЛАСТОНИТА ДЛЯ ЛИТЕЙНЫХ УСТАНОВОК

Гусаров С.В., Хорт Н.А., Егорова Ю.А., Подболотов К.Б.

Физико-технический институт НАН Беларуси,

г. Минск, Беларусь,

husarausv@mail.ru

Введение. В литейных установках металлургической и машиностроительной промышленности широко применяются керамические материалы на основе волластонита, так как они обладают инертностью к химическому взаимодействию с расплавом алюминия и имеют длительную стойкость в условиях циклического воздействия расплава [1-2].

На данный момент в Республике Беларусь у предприятий возникла проблема по закупке готовых изделий импортного производства и активно рассматривается вопрос по их замене отечественными аналогами.

В связи с этим разработка технологии получения изделий на основе волластонита является одним из перспективных направлений в производстве керамических материалов для машиностроительной промышленности.

Материалы и методы. Для изготовления керамических материалов на основе волластонита использовали следующие компоненты: волластонит марки ВП-05, огнеупорная глина марки ПГБ, пылевидный кварц, муллитсодержащие отходы в виде измельченного боя форм для литья жаропрочных сплавов, портландцемент марки М500. Волластонит является основным компонентом и определяет свойства изделия, а муллитсодержащие отходы, пылевидный кварц и огнеупорная глина являются активными добавками, улучшающими характеристики изделия. Портландцемент используется в качестве связующего.

Сырьевую смесь готовили смешиванием определенного количества исходных компонентов в сухом виде предварительно взвешенного на электронных весах. Точность взвешивания $\pm 0,1$ г. Увлажнение смеси производилось до придания ей тиксотропных свойств. Формование образцов производили методом вибролитья в виде цилиндров диаметром 40 мм и высотой 40 мм. Образцы сушили в сушильном шкафу СНОЛ – 3,9.3,9.3,6/3,5-2Н при температуре 110 ± 5 °С. Спекание образцов проводилось на воздухе в лабораторной электропечи типа SNOL 6,7/1300 при температурах 1250-1300 °С, со скоростью подъема температуры 5 °С/мин и выдержкой при максимальной температуре 1 ч. Образцы охлаждались инерционно вместе с печью до комнатной температуры.

Результаты и выводы. Для исследований были выбраны составы на основе волластонита с добавлением 2,5-10 % активных добавок (огнеупорная глина, пылевидный кварц, муллитсодержащие отходы) и 10 % портландцемента сверх 100 % от массы смеси.

При проведении экспериментальной работы установлены зависимости прочностных характеристик изделий от содержания и вида активных добавок, а также температуры обжига материала (рисунок 1).

Показано, что с увеличением температуры обжига прочность при сжатии образцов повышается, что объясняется структурно-фазовыми изменениями, протекающими в процессе спекания.

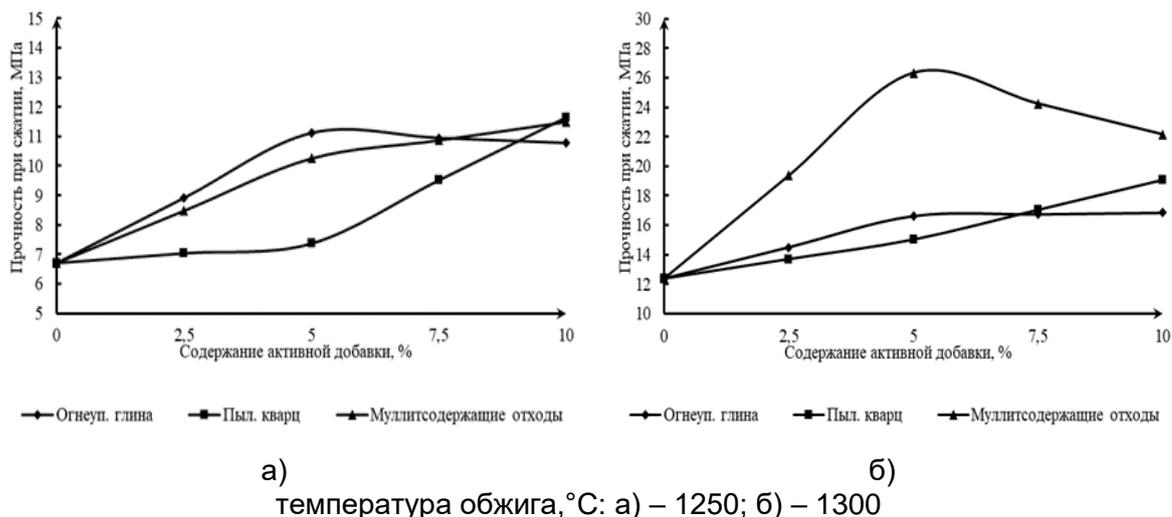


Рисунок 1 – Зависимость прочности материала от содержания и вида активных добавок при различных температурах обжига

Установлено, что введение в состав от 2,5 % до 10 % активных добавок способствует повышению прочностных характеристик изделий в 1,5-2,5 раза.

Таким образом, для изготовления вибролитых керамических изделий, применяемых при литье алюминиевых расплавов, рекомендованы составы на основе волластонита с добавлением сверх 100% от массы смеси 10% связующего (портландцемент) и активных добавок в количестве 5% муллитсодержащих отходов или 10% пылевидного кварца.

Полученные на основе состава с содержанием 5 % муллитсодержащих отходов образцы, обожжённые при 1300 °С, обладают следующими характеристиками: плотность 1563 кг/м³; открытая пористость 45,7 %; водопоглощение 29,3 %; предел прочности при сжатии 26,3 МПа; усадка после обжига 5,5 %. Образцы, полученные на основе состава с содержанием 10 % пылевидного кварца, обожженные при той же температуре, обладают следующими характеристиками: плотность 1412 кг/м³; открытая пористость 50,2 %; предел прочности при сжатии 19,1 МПа; водопоглощение 35,3 %; усадка после обжига 1,5 %.

Разработанные составы керамических материалов на основе волластонита могут быть использованы при изготовлении изделий методом вибролитья, которые предназначены для работы в установках литья алюминиевых сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Волочко, А.Т. Теплоизолирующие керамические элементы при литье из алюминиевых сплавов / А.Т. Волочко. – Литье и металлургия, 2015. – №4(81). – С. 49-55.
2. Керамика из природного волластонита для литейных установок алюминиевой промышленности / Л.Н. Русанова [и др.]. – Огнеупоры и техническая керамика, 2008. – №5. – С. 39-44.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ОКСИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА СВОЙСТВА КОРУНДОВОЙ КЕРАМИКИ

Подболотов К.Б., Гусаров С.В., Хорт Н.А., Изобелло А.Ю.

Физико-технический институт НАН Беларуси,

г. Минск, Беларусь,

k.podbolotov@yahoo.com

Керамика на основе корунда занимает важное положение в ряду наиболее широко распространенных керамических материалов и используется в качестве огнеупоров, технических изделий функционального назначения (детали машин и механизмов), электротехнического назначения (корундовые изоляторы, и др.), в военно-промышленном комплексе для создания бронезащиты классов Бр5-Бр6 и т.д.

Получение изделий из корундовой керамики требует применения высокотемпературного спекания (1700-1800 °С) ввиду малой подвижности атомов в узлах кристаллической решетки и низкого парциального давления газов при нагревании. В связи с этим актуальным направлением является поиск и разработка новых систем, легирующих (спекающих) добавок, которые позволят снизить температуру спекания для корундовой керамики до 1400-1500 °С, что сделает процесс получения изделий значительно экономичнее и доступнее. При этом важно не только снизить температуру спекания, но и обеспечить высокие физико-химические, термомеханические и др. характеристики полученных изделий.

В исходном порошке оксида алюминия (технический глинозем или электроплавленный корунд) обычно имеются примеси в количестве до 1,0 %. Такое количество примесей не вызывает образования заметного количества жидкой фазы, и оксид алюминия спекается в твердой фазе путем диффузии. Однако, если в исходную шихту ввести некоторое количество добавок некоторых соединений, то температуру спекания можно снизить на 150-200 °С и более. Среди добавок, заметно влияющих на спекание оксида алюминия, необходимо отметить TiO_2 , MnO_2 , Fe_2O_3 , MgO , ZrO_2 , SiO_2 , Cr_2O_3 и различные стеклообразующие добавки, представляющие собой щелочно-земельное алюмосиликатное стекло самого различного состава [1, 2]. Также перспективно применение при спекании добавок оксидных систем взятых в точках эвтектик [2-5].

Целью данной работы был анализ влияния оксидных соединений на спекание керамики на основе корунда.

Оксидные соединения выбирались исходя из возможности модификации кристаллической решетки корунда (MnO_2 , TiO_2 , CeO_2 , SnO_2 , Fe_2O_3 , Cr_2O_3 , Nb_2O_5 , MoO_3 , WO_3) и/или образования прочных (SiO_2 , ZnO , Y_2O_3 , P_2O_5) и легкоплавких (CuO , B_2O_3 , Fe_2O_3) соединений. Выделение оксидов в данные группы выполнено относительно преимущественного влияния на механизм спекания, поскольку в той или иной мере все приведенные оксиды могут оказывать комплексное воздействие при спекании.

Введение добавок проводилось сверх 100 % от массы корунда в количестве 2,5 % в пересчете на чистый оксид. В качестве исходного порошка оксида алюминия использовался микрошлифпорошок электрокорунда М1. В таблице 1 представлены добавки и их количество, а также полученные характеристики керамических материалов после спекания при различной температуре.

Из приведенных данных следует, что наибольшую эффективность при спекании корунда проявляют оксиды MnO_2 , TiO_2 , CuO , Nb_2O_5 . Введение этих оксидов в состав для получения корундовой керамики позволяет получить спекшийся материал при температуре не выше 1550 °С. Исходя из полученных результатов были более подробно проанализированы зависимости физико-химических и прочностных свойств при введении данных оксидов (за исключением Nb_2O_5), а также некоторых смесей на их основе (таблица 2).

Таблица 1 – Вид и содержание оксидной добавки, характеристики керамических материалов после спекания при различной температуре

№ п/п	Добавка и ее количество, сверх 100 %		Температура обжига, °С					
			1450		1550		1450	
	добавка	%	водопоглощение, %		плотность кажущаяся, кг/м ³		пористость открытая, %	
0	–	–	5,6	1,3	3183,7	3669,3	17,7	4,6
1	MnO ₂	2,5	0,2	0,1	3672,7	3719,6	0,9	0,3
2	TiO ₂	2,5	0,2	0,1	3636,0	3764,5	0,8	0,2
3	CeO ₂	2,5	7,7	2,2	2982,4	3461,5	22,9	7,5
4	SnO ₂	2,5	9,4	0,4	2837,9	3638,6	26,8	1,5
5	SiO ₂	2,5	9,7	0,6	2724,5	3423,1	26,3	1,9
6	ZnO	2,5	9,2	2,2	2829,2	3448,7	26,1	7,5
7	CuO	2,5	0,3	0,1	3701,9	3810,8	1,3	0,3
8	Y ₂ O ₃	2,5	8,0	6,7	2796,1	3045,1	22,3	20,5
9	H ₃ BO ₃	4,5	15,8	8,4	2305,7	2885,3	36,5	24,3
10	Fe ₂ O ₃	2,5	4,8	1,5	3166,9	3464,5	15,2	5,3
11	Cr ₂ O ₃	2,5	7,4	2,0	2960,6	3460,8	21,8	6,8
12	Nb ₂ O ₅	2,5	0,1	0,2	3649,0	3689,3	0,3	0,9
13	H ₃ PO ₄	3,5	6,6	3,3	2976,5	3275,3	19,7	11,0
14	MoO ₃	2,5	17,0	14,0	2312,9	2505,8	39,3	35,2
15	WO ₃	2,5	16,9	11,3	2319,1	2693,7	39,2	30,4

Таблица 2 – Характеристики керамических материалов на основе корунда, полученные при применении добавок оксидов и их смесей

№ п/п	Добавка и ее количество, сверх 100 %		Температура обжига, °С								
			1350	1450	1550	1350	1450	1550	1350	1450	1550
	добавка	%	плотность кажущаяся, кг/м ³			пористость открытая, %			предел прочности при изгибе, МПа		
1	MnO ₂	2,5	2975,3	3672,7	3719,6	21,37	0,9	0,3	56,9	160,4	147,4
2	TiO ₂	2,5	3749,7	3636,0	3764,5	0,00	0,8	0,2	122,1	118,3	153,9
3	CuO	2,5	3421,1	3701,9	3810,8	11,45	1,3	0,3	120,5	168,1	147,0
4	MnO ₂	0,89	3857,9	3857,5	3800,8	0,00	0,27	0,41	128,3	162,8	148,2
	TiO ₂	1,61									
5	ZnO	1,03	3603,8	3878,8	3812,8	4,42	0,00	0,15	126,2	177,45	154,7
	TiO ₂	1,48									

Показано, что для спекания корунд эффективно введение добавок, включающих оксид титана и марганца, которые позволяют снизить температуру обжига практически до 1350-1450 °С.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Балкевич, В.Л. Техническая керамика / В.Л. Балкевич // Стройиздат.– М.: 1984. – 256 с.
2. Лукин, Е.С. Особенности выбора добавок в технологии корундовой керамики с пониженной температурой спекания / Е.С. Лукин, Н.А. Макаров // Огнеупоры и техническая керамика. – 1999. – №9. – С. 10-12.
3. Макаров, Н.А. Новые виды корундовой керамики с добавками эвтектических составов / Н.А. Макаров [и др.] // Конструкции из композиционных материалов. – 2001. – №3. – С.28-38.
4. Макаров, Н.А. Керамика в системе $ZrO_2-Al_2O_3$ с добавками эвтектических составов / Н.А. Макаров, С.В. Житнюк // Стекло и керамика. – 2011. – № 8. – С. 23-27.
5. Абызов, А.М. Оксид алюминия и алюмооксидная керамика (Обзор). Часть 1. Свойства Al_2O_3 и промышленное производство Al_2O_3 / А.М. Абызов // Новые огнеупоры. – 2019. – № 1. – С. 16-23.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕР ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СТАЛИ 35ХГС

Глинка А.С.

*Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева,
Кемерово, Россия,
alexandr@inbox.ru*

В работе были исследованы структурные состояния, поля внутренних напряжений и акустические характеристики заготовки из стали 35ХГС в состоянии поставки на глубине 1,5 мм от поверхности, 1 мм от поверхности и строго на самой поверхности. Затем после предварительных исследований с использованием спектрально-акустического и магнитошумового методов неразрушающего контроля, выполненных после механической обработки, для дальнейшего изучения были выбраны образцы, обработанные по 6 режимам, которым соответствуют оптимальные значения скорости распространения поверхностных акустических волн Рэлея и интенсивности магнитного шума в поверхностных слоях. Глубина резания (t) для черновых режимов составляет 1 мм, для чистовых 0,5 мм, подача (S) равна 0,25-0,5 мм/об на черновых режимах и 0,15-0,2 мм/об на чистовых режимах. Также предложена получистовая обработка с $t = 0,5$ мм, выполняемая за 2 прохода инструмента и последующая чистовая обработка с $S = 0,15$ мм/об.

Как показали исследования методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах, структура на поверхности исследуемого материала является феррито-перлитной. Перлитная составляющая представлена нефрагментированным и фрагментированным пластинчатым, глобулярным и смешанным перлитом. В ферритных зернах дислокационная структура фрагментирована. Границы фрагментов присутствуют двух типов: слабо разориентированные (черновые режимы) и с большей разориентировкой (чистовые режимы). Карбидная фаза представлена цементитом. В перлите цементит имеет вид длинных узких пластин в пластинчатом и смешанном перлите и глобул – в глобулярном и смешанном перлите. В феррите присутствуют также частицы цементита, которые располагаются по границам зерен в виде крупных выделений различной формы и на границах фрагментов в виде мелких округлых выделений. Вне зависимости от выбранного режима, механическая обработка привела к формоизменению и перераспределению цементита внутри каждого образца. В среднем по материалу объемная доля карбидов составляет 4-6% в исходном состоянии и при значениях подачи 0,25 – 0,5 мм/об (черновые режимы) и 1,5-3,5 % при $S = 0,15$ мм/об (чистовые режимы). В исходном состоянии и при черновых режимах практически весь углерод находится в карбидной фазе, при чистовых режимах атомы углерода перераспределяются между карбидами и дефектами кристаллического строения.

Локальные внутренние напряжения измерялись методом просвечивающей электронной микроскопии по величине кривизны-кручения кристаллической решетки. Внутренние напряжения в зависимости от сочетания режимных параметров по мере удаления от поверхности на чистовых этапах обработки в среднем по материалу варьируются в пределах 310-480 МПа в перлите и 250-460 МПа в феррите, причем наименьший уровень локальных внутренних напряжений наблюдается при получистовой и последующей чистовой обработке, и низкий (330-360 МПа в среднем по материалу) при наименьших значениях подачи 0,15 мм/об. Варьируя параметрами режима обработки можно получать сочетание режимных параметров для обеспечения качества поверхностного слоя после лезвийной обработки.

МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ РЕСУРСА ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКЕ

Дубенец С.С.

Государственное научное учреждение «Физико-технический институт
Национальной академии наук Беларуси»,
Минск, Республика Беларусь
dubenetsss@phti.by

Abstract: A method for predicting the formation of axial fracture during cross-wedge rolling is described. A new suggestions for method for determining the plasticity resource is proposed. Developed experimental equipment used to determine the plasticity.

Поперечно-клиновое прокатывание (ПКП) применяется при производстве деталей типа тела вращения с удлинённой осью. Прокатываемые изделия представляет собой ступенчатые валы с возможным чередованием прямых, конических или сферических участков. Метод ПКП подходит для изготовления полуфабрикатов с последующей штамповкой или механической обработкой, позволяет изготавливать некоторые готовые детали, без дальнейших формообразовательных операций.

Процесс ПКП характеризуется сложной схемой напряжённо-деформированного состояния. В процессе деформирования, вдоль оси прокатываемой поковки, может возникать осевое разрушение, также известное как эффект Маннесмана или центральная трещина, показанная на рисунке 1, что, в свою очередь, приводит неисправимому браку получаемых изделий [1].

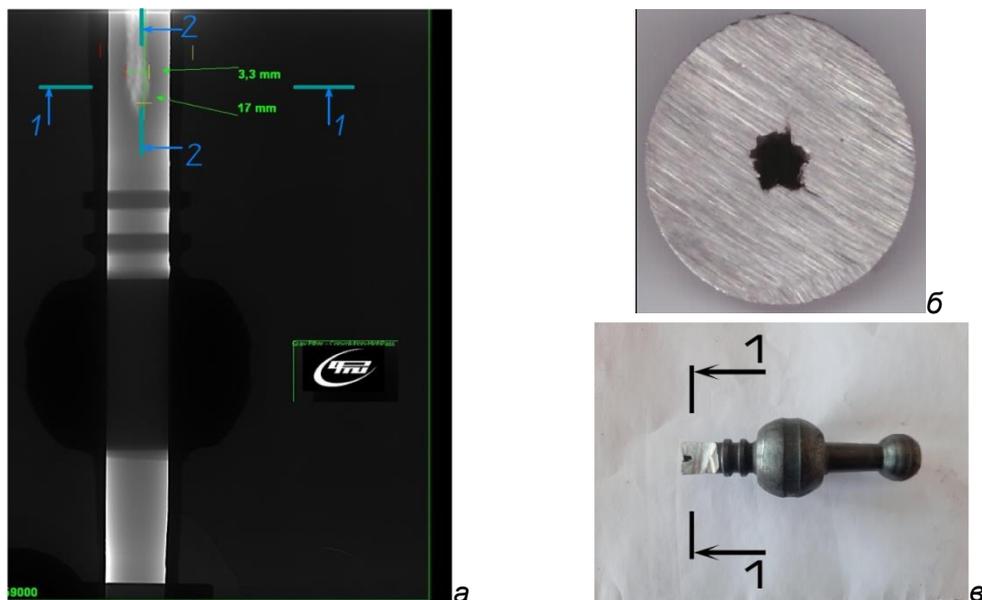


Рисунок 1 – Осевое разрушение в прокатанной поковке:
а – рентгенография поковки после ПКП; б – поперечное сечение 1-1;
в – поковка после ПКП с разрезом по продольному сечению 2-2

Исследователи [2] полагают, что причинами возникновения центральной трещины может является накопительный эффект чередования напряжения сдвига и нормального напряжения, сосредоточенных в оси вращения заготовки, циклического характера нагружения и смешивания разных слоёв в объёме заготовки.

Эффект Маннесмана является следствием накопления критических деформаций [1]. В процессе циклического нагружения в исследуемом объёме накапливаются микротрещины, неметаллические включения, дефекты кристаллической решётки и иные недостатки, которые в дальнейшем образуют уже

макротрещины и макропоры. Заключительным этапом ^остановится образование разрушения вдоль оси прокатываемой поковки.

Для определения ресурса пластичности прокатываемого металла при ПКП, момента вскрытия осевой полости был разработан экспериментальный инструмент определения пластичности методом поперечной прокатки (рисунок 2а).

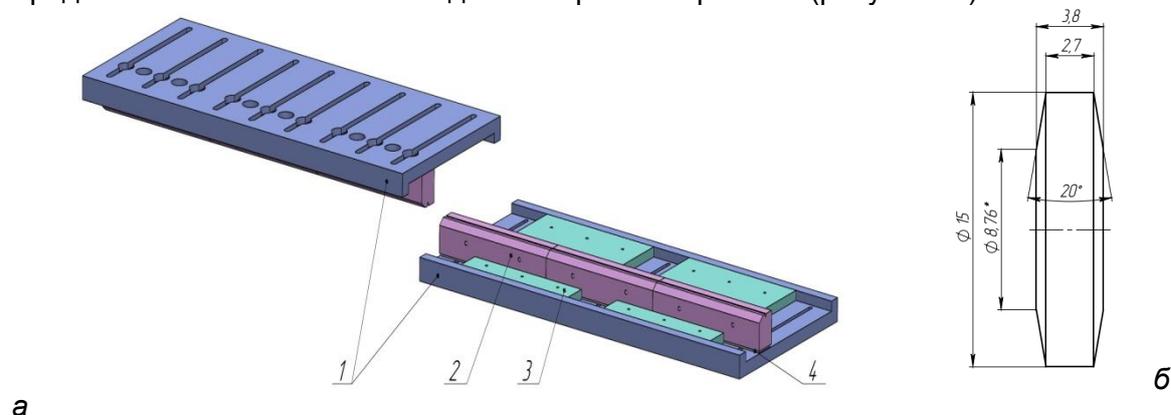


Рисунок 2 – Экспериментальный инструмент определения пластичности:
а – общий вид инструмента; б – цилиндрический образец для исследования

Данный метод заключается в том, что цилиндрический образец (рисунок 2б) прокатывается между двумя плоскопараллельными плитами инструмента. Напряжения, возникающие прокатываемом образце, определяются степенью обжатия. С каждым циклом нагружения (оборотом исследуемого образца) в оси накапливаются деформации, критические значения которых приводят к разрушению вдоль оси [3].

Экспериментальный инструмент определения пластичности состоит из комплекта монтажных обжимов 1 с пазами для установки в них оснастки. Оснастка состоит из деформирующих вставок 2, имеющих негативный профиль прокатываемого образца и технологическую насечку, предотвращающую проскальзывание. Вставки 3 служат для фиксации деформирующих вставок и предотвращают их смещение в поперечном направлении движения. Регулировка степени обжатия осуществляется через передаточный механизм прокатного оборудования и применением подкладных плиток различной толщины.

При решении конкретных задач, из исследуемого изделия вырезаются образцы, как показано на рисунке 2б, и сопоставляются с аналогичным образцом, прокатанным в холодном состоянии. Сравнение количества циклов нагружения до вскрытия центральной трещины позволяет достаточно точно определить ресурс пластичности исследуемого образца, поскольку деформация накапливается пропорционально угловому повороту, а степень обжатия остаётся неизменной на протяжении всего пути прокатки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кожевникова, Г. В. Пластические свойства металлов и сплавов: феноменологическая деформационная теория разрушения при пластическом течении / Г. В. Кожевникова, В. Я. Щукин. – Минск: Беларус. навука, 2021. – 277 с.

2. Lee, H.W., Lee, G.A., Yoon, D.J., Choi, S., Na, K.H., Hwang, M.Y., 2008. Optimization of design parameters using a response surface method in a cold cross-wedge rolling. J.Mater. Process. Technol. 201, 112–117. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.287>.

3. Цилиндрический образец для определения пластических свойств материала при прокатке: а.с. 538272 СССР, МКИ G 01 N 1/28 / Л.В. Гузевичус, А.С. Дубень, С.М. Красневский, Е.М. Макушок, Л.И. Стенько, В.Я. Щукин. – № 2137996, заявл. 27.05.1975; опубл. 05.12.1976 // Открытия. Изобрет. – 1976. – № 45. – С. 159.

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ

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

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,

г. Уфа, Россия

AANazarov@imsp.ru

Ультразвуковая сварка (УЗС) является экологически чистой и энергосберегающей технологией соединения металлов и сплавов. К ее достоинствам относится высокая производительность процесса - ее длительность не превышает нескольких секунд. УЗС позволяет сваривать листы толщиной до 1-2 мм и проволоки диаметром до нескольких миллиметров [1]. Первые работы в области УЗС металлов были выполнены в середине XX века и обобщены в работе [2]. Было показано, что УЗС позволяет получать соединения между многими металлами и сплавами. Однако соединения удовлетворительного качества были получены между мягкими металлами, такими как алюминий или медь и их сплавы. В последние годы интерес к УЗС существенно возрос, что объясняется появлением мощных и стабильных ультразвуковых генераторов, которые позволяют увеличивать толщину свариваемых листов или площадь сварного соединения, получать соединения прочных металлов и сплавов, в том числе разнородных [1]. Кроме того, на основе шовной УЗС металлических листов недавно был создан новый метод аддитивной технологии – ультразвуковая консолидация, которая позволяет получать объемные металлические изделия, слоистые композиционные материалы и композиты с внедренными упрочняющими волокнами или частицами [3]. Несмотря на значительное количество структурных исследований, физические закономерности формирования соединений при УЗС окончательно не установлены. Не изучено также влияние исходной структуры материалов на их свариваемость и характеристики полученных соединений.

Настоящая работа посвящена исследованию микроструктуры соединений металлов и сплавов, полученных УЗС, с использованием современных методов структурного анализа, а также их прочности на срез. Изучены соединения металлов в сочетаниях Cu-Cu, Ni-Ni, Ti-Ti, полученные при различных режимах сварки. Для соединений никеля впервые изучено влияние исходной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры на микроструктуру и свойства формирующихся соединений.

На рис. 1 приведен вид образца, полученного соединением листов Cu толщиной 0.8 мм, его макроструктура в поперечном сечении и микроструктура в области соединения I-II [4]. Сварка осуществлялась при амплитуде колебаний наконечника $\xi_0 = 9$ мкм, времени сварки $t = 2$ с под действием усилия прижима $P = 3.5$ кН. Исследования показали, что в области шва при УЗС формируется УМЗ микроструктура, что является следствием развития рекристаллизации под действием осциллирующей деформации, а также нагрева за счет трения. Вне этой зоны размер зерен остается близким к исходному, но в структуре обнаруживается значительная доля малоугловых границ, которые формируются за счет деформации сжатия. Микротвердость в объеме листов в зоне сварной точки (I-1, I-2 на рис. 1) превышает микротвердость исходного листа (790 МПа) в 1.2 раза, а в зоне шва (I-II) – в 1.5 раза.

Исследовано влияние сварки при усилиях прижима в интервале $P = 3.5 \div 7$ кН, амплитуде $\xi_0 = 15$ мкм и времени $t = 2$ с на микроструктуру и характеристики соединений листов никеля НП2 с толщиной 0.5 мм [5]. Наиболее высокие значения прочности соединений (около 70 МПа) достигаются при $P = 4.5 \div 6$ кН. Исследования показывают, что и в этом случае в зоне соединения образуется слой толщиной около 10 мкм, имеющий УМЗ структуру с размером зерен $d < 1$ мкм.

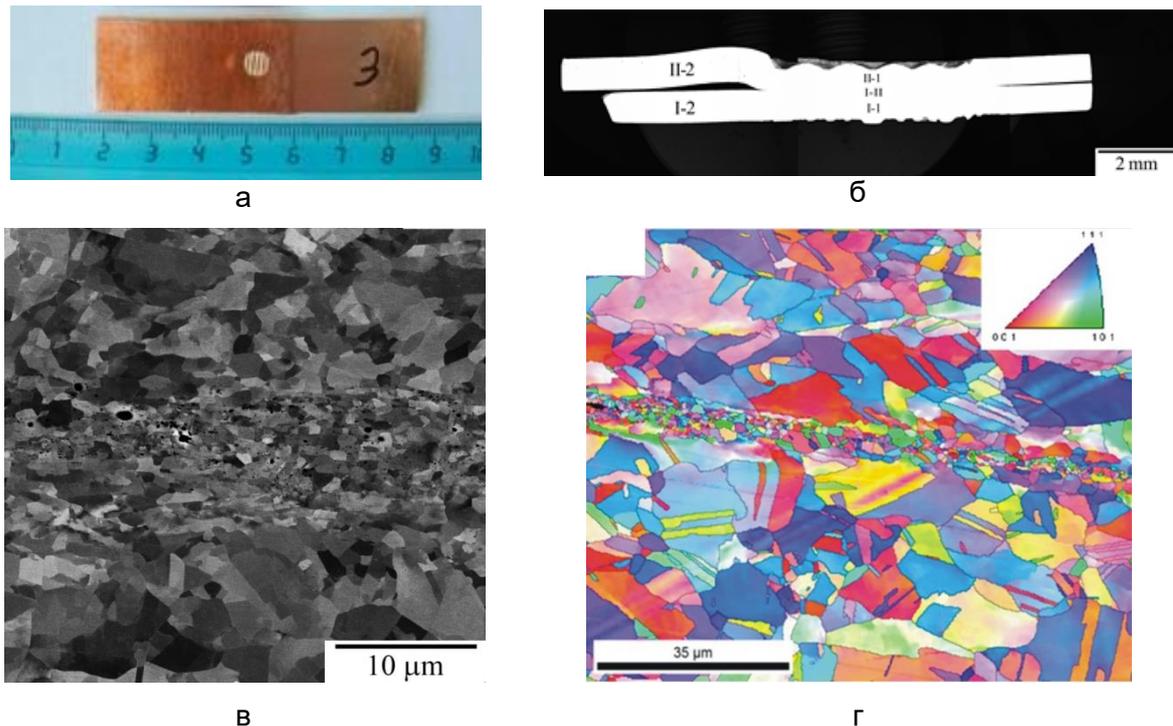


Рисунок 1 - Образец соединения Cu-Cu, полученный УЗС (а), макроструктура его поперечного сечения (б) и микроструктура зоны I-II, полученная в растровом микроскопе в режимах BSE (в) и EBSD (г)

На рис. 2 представлены микроструктуры поперечного сечения образцов УМЗ никеля, полученного кручением под высоким давлением, и соединения этих образцов, полученных путем УЗС при $P = 4.5$ кН, $\xi_0 = 15$ мкм и $t = 2$ с [6]. В процессе УЗС происходит весьма интенсивный рост зерен в объемах листов (от исходной $d = 0.45$ мкм до $d = 15 \div 25$ мкм), что связано с нестабильностью исходной УМЗ структуры при нагреве во время УЗС.

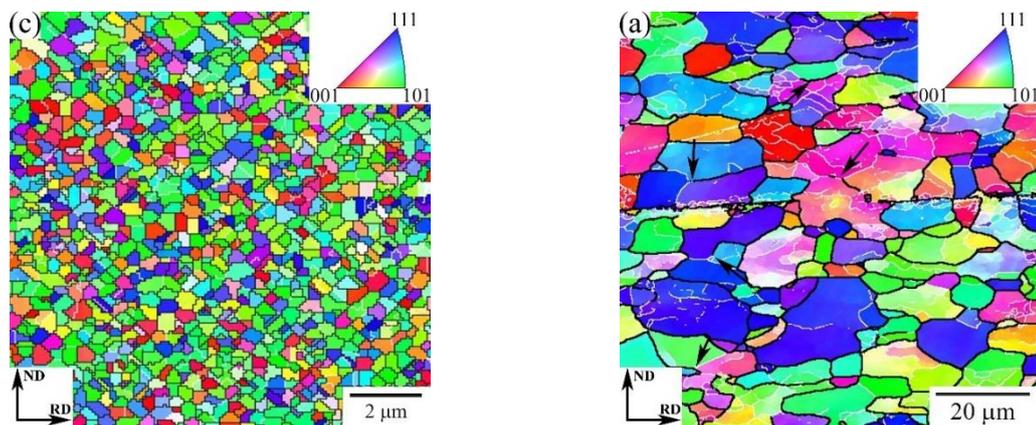


Рисунок 2 - Микроструктура поперечного сечения листов никеля НП2 с УМЗ структурой (а) и их соединения, полученного УЗС (б)

При этом, прочность на срез образцов, полученных сваркой УМЗ листов, составляет в среднем 97 МПа, что примерно на 40% превышает прочность, достигнутую при сварке крупнозернистых листов того же материала. Для получения удовлетворительного соединения листов титана требуются значительно более высокие энергии ультразвука, так как этот материал обладает высоким пределом текучести. В работе [7] были впервые проведены подробные исследования эволюции микроструктуры листов технически чистого титана ВТ1-0

толщиной 0.5 мм при УЗС. Размер зерен в этих листах составлял величину около 7 мкм. Хорошие соединения получаются при $P = 6 \div 7$ кН, $\xi_0 = 20$ мкм и $t = 2 \div 3$ с. Структура соединений приведена на рис. 3. При сварке образуется зона термомеханического воздействия (ЗТМВ), в которой происходит рост зерен до $d = 30 \div 130$ мкм. Структурные и микротекстурные исследования показывают, что при наиболее «жестких» режимах сварки при самом процессе сварки и после нее происходит полиморфное превращение $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$, то есть, достигается температура около 900°C.

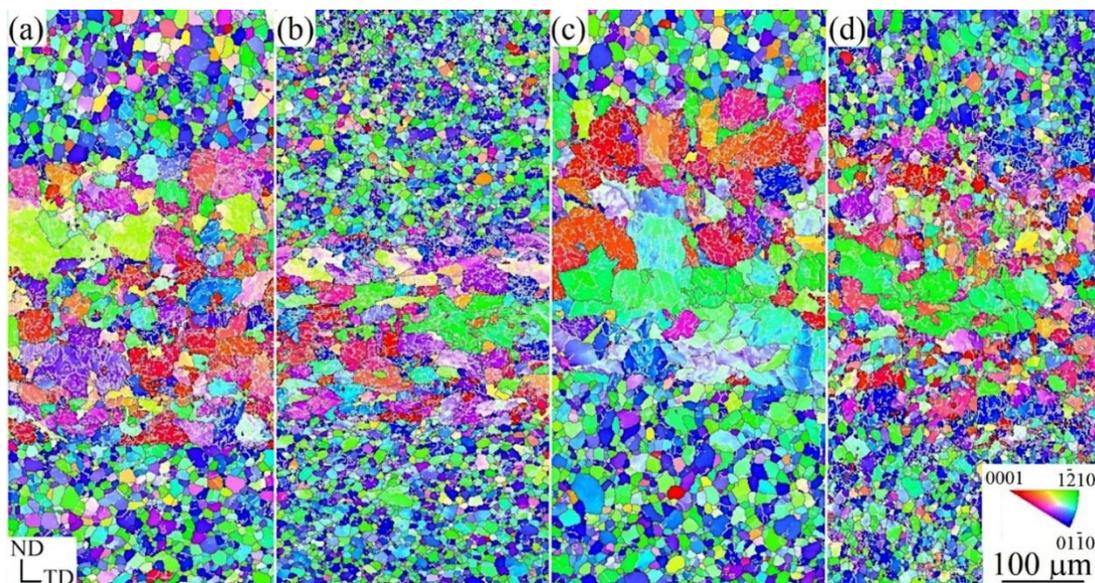


Рисунок 3 - Карты ориентаций зерен, снятые с центральных участков соединений титана, полученных УЗС при $P = 5$ кН, $t = 3$ с (а); $P = 6$ кН, $t = 2$ с (б); $P = 6$ кН, $t = 3$ с (в); $P = 7$ кН, $t = 2$ с (г)

ЛИТЕРАТУРА

1. Graff K. Ultrasonic metal welding, In: New Developments in Advanced Welding. Woodhead: Cambridge, 2005. P. 241–269.
2. Силин Л. Л. Ультразвуковая сварка: Соединение металлов в твердом состоянии и улучшение качества сварных швов. Москва: Машгиз, 1962. 252 с.
3. Hehr A., Norfolk M. A comprehensive review of ultrasonic additive manufacturing. Rapid Prototyping Journal. 2020. P. 445–458.
4. Shayakhmetova E.R., Mukhametgalina A.A., Murzinova M.A., Nazarov A.A. Study of solid state joints of copper processed by ultrasonic welding. Materials Physics and Mechanics. 2021. V. 47. N. 4. P. 569-576.
5. Шаяхметова Э.Р., Мурзинова М.А., Назаров А.А. Микроструктура и прочность соединений листов никеля, полученных ультразвуковой сваркой. Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 2. С. 75–81.
6. Shayakhmetova E.R., Murzinova M.A., Nazarov A.A. Ultrasonic welding of nickel with coarse and ultrafine grained structures. Metals. 2021. V. 11. Art. 1800.
7. Mukhametgalina A.A., Murzinova M.A., Nazarov A.A. Weld quality and microstructure development in ultrasonically welded titanium joints. Metall. Mater. Trans. A. 2022. V. 53. P. 1119–1131.

ВЛИЯНИЕ ПОЛНОТЫ ПРЯМОГО ПЕРЕХОДА НА ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi

Реснина Н.Н., Беляев С.П., Поникарова И.В., Габриелян А.Х., Егоров П.А.

Санкт-Петербургский государственный университет,

Санкт-Петербург, Россия

E-mail: resnat@mail.ru

Эффект стабилизации мартенсита в сплавах на основе TiNi проявляется как однократное смещение температур обратного перехода при нагревании предварительно деформированного образца. Ранее было высказано предположение о том, что природа этого эффекта связана с повреждаемостью границ в процессе предварительного деформирования, что понижает степень их когерентности и уменьшает их мобильность. В этом случае для того, чтобы обеспечить движение межмартенситных границ при обратном переходе необходимо увеличить термодинамическую силу, что достигается путем увеличения температуры. В этом случае можно предположить, что если при предварительном деформировании повреждение межмартенситных границ отсутствует или будет минимальным, то эффект стабилизации мартенсита может быть полностью подавлен или его величина существенно уменьшена. Если в качестве предварительного деформирования выбран способ охлаждения под напряжением, то можно полагать, что на начальном этапе прямого перехода ориентированные кристаллы будут расти изолированными друг от друга и их границы не будут повреждаться. При увеличении полноты прямого перехода, кристаллы соприкасаются друг с другом, что приводит к повреждению их границ. Таким образом, полнота прямого перехода при охлаждении под напряжением должна оказывать влияние на величину эффекта стабилизации мартенсита. Целью настоящей работы явилась проверка данной гипотезы в бинарных сплавах TiNi с различным химическим составом.

Образцы сплавов TiNi охлаждали под напряжением 100 – 300 МПа через различную долю прямого перехода, разгружали, нагревали – охлаждали – нагревали через температурные интервалы мартенситных превращений. Полученные результаты показали, что чем меньше доля прямого перехода реализована при охлаждении под напряжением, тем меньше величина эффекта стабилизации мартенсита. Более того, установлено, что при некоторых значениях напряжения и доли прямого перехода эффект стабилизации мартенсита становится отрицательным, что сильнее всего проявляется для температуры A_s . Показано, что чем больше напряжение при охлаждении, тем меньше доля перехода, начиная с которой проявляется эффект стабилизации мартенсита. Полученные результаты позволили определить оптимальные долю прямого перехода и напряжение, при которых обеспечивается максимальное изменение обратимой деформации при минимальной величине эффекта стабилизации мартенсита. Изменение химического состава сплава влияет на зависимость величины эффекта стабилизации мартенсита от полноты прямого перехода и оказывает существенное влияние на величину обратимой и необратимой деформации. В закаленном сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$ величина обратимой деформации в два раза выше, а температурный интервал изменения деформации в два раза ниже, чем в эквиатомном сплаве, в то время как необратимая деформация вообще отсутствует, тогда как в эквиатомном сплаве она наблюдается при любой доле прямого перехода даже под напряжением 100 МПа.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ (№ 18-19-00226-П).

**УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА ПРИ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕМСЯ
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ СИНТЕЗЕ – НОВЫЙ СПОСОБ УПРАВЛЕНИЯ
СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ПОРИСТОГО СПЛАВА TiNi**

**Беляев С.П.¹, Рубаник В.В. мл.², Рубаник В.В.², Реснина Н.Н.¹, Чепела Д.В.¹,
Быша В.В.², Калганов В.Д.¹, Кулак М.М.²**

¹*Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия*

²*Институт технической акустики НАН Беларуси,
Витебск, Беларусь*

E-mail: spbelyaev@mail.ru

Пористые сплавы TiNi с эффектом памяти формы представляют большой интерес как для биомедицинских применений, поскольку могут быть использованы в качестве имплантатов, так и для технических применений в качестве демпферов. Простым и дешевым способом получения пористых сплавов TiNi является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Однако структура синтезированных образцов является неоднородной, что оказывает влияние на функциональные свойства пористых сплавов. В связи с этим актуальной задачей является модификация структуры и свойств пористых сплавов TiNi с памятью формы для улучшения их функционального поведения. В настоящей работе впервые предложено использовать ультразвуковую обработку в процессе СВС для управления структурой и свойствами пористых сплавов с памятью формы. Изготовлена установка, позволяющая проводить СВС с одновременной ультразвуковой обработкой, в которой капсула со смесью порошков устанавливается на титановом волноводе, один из концов которого находится в термокамере, а другой – соединен с ультразвуковым преобразователем. Разработаны режимы, при которых инициирование реакции синтеза осуществляется в верхней, боковой или нижней части порошковой заготовки.

Показано что, наличие титанового волновода и ультразвуковая обработка интенсифицируют отвод тепла от смеси порошков, что влияет на тепловой баланс при СВС и приводит к изменению режима распространения волны горения от стационарного к пульсирующему. Это изменяет пористую структуру от изотропной на слоистую, при этом общая пористость не меняется и составляет 65 ± 5 %. Кроме этого, уменьшается ширина зоны догорания, что затрудняет выравнивание концентрации титана и никеля в зоне расплава и приводит к формированию областей с различной концентрацией титана и никеля в фазе TiNi и с различными вторичными частицами. Чем больше длительность УЗК обработки, тем уже ширина зоны догорания и сильнее неоднородность в структуре сплава. Установлено, что УЗК обработка сплава при СВС увеличивает максимальную обратимую деформацию, однако необратимая деформация также возрастает.

Показано, что увеличение температуры предварительного нагрева улучшает тепловой баланс при СВС с УЗК. Это способствует образованию изотропной пористой структуры. Действие УЗК при СВС препятствует образованию каверн в пористом сплаве, уменьшает размеры вторичных фаз и делает состав фазы TiNi более однородным. Показано, что изменение направления распространения волны горения при СВС с УЗК относительно направления распространения ультразвуковых волн влияет на пористую структуру и позволяет синтезировать образцы с изотропной структурой при меньшей температуре предварительного нагрева.

**Работа выполнена в рамках совместного гранта РФФИ-БРФФИ
№ 20-58-00025 (РФФИ), №Т20Р-377 (БРФФИ).**

ВЫБОР РАСЧЕТНОЙ МОДЕЛИ ФТОРОПЛАСТА-4 ПРИ ХОЛОДНОМ ФОРМОИЗМЕНЕНИИ ЛЕНТОЧНОЙ ЗАГОТОВКИ

Вершина Г.А., Реут Л.Е.

*Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь*

gavershina@bntu.by, sopromat_reut@mail.ru

В настоящее время в различных отраслях промышленности и народного хозяйства одно из ведущих мест занимают полимерные материалы и модификации на их основе. Высокая востребованность полимеров обусловлена особенностями и уникальностью их свойств, принципиально отличающихся от свойств известных классических материалов, что обеспечивает полимерным изделиям требуемые эксплуатационные характеристики в различных температурно-силовых условиях. Полимерные материалы экологичны, долговечны, обладают высокой прочностью, являются технологичными в обработке и переработке, их можно получать химическим путем в любом количестве и с любыми заданными свойствами. Уникальность свойств полимеров делает их практически незаменимыми материалами в радиоэлектронике и приборостроении, авиационной и космической технике, в сельском хозяйстве и медицине, в электротехнической, пищевой и химической промышленности, в машиностроении и строительном производстве.

Одно из ведущих мест среди полимерных конструкционных материалов занимает фторопласт-4 и его модификации. Фторопласт обладает химической инертностью к любым агрессивным средам, отличными антифрикционными и диэлектрическими свойствами, термостойкостью, морозостойкостью, гидрофобностью, а также высокой механической прочностью и эластичностью, сохраняемыми в диапазоне температур от -269°C до $+260^{\circ}\text{C}$. Фторопласт технологичен в обработке. Имея высокую плотность, пластичность и деформируемость, он легко обрабатывается резанием и давлением, что позволяет использовать различные технологические возможности изготовления фторопластовых изделий и обеспечивает материалу широкое применение в узлах и механизмах различных машиностроительных конструкций.

Из фторопласта-4 изготавливают детали различных форм и назначения, среди которых наиболее распространенным изделием являются уплотнительные кольца, обеспечивающие в силу свойств материала высокое качество соединения. Среди существующих технологий изготовления уплотнительных фторопластовых колец определенный интерес представляет технологический процесс получения изделий из ленточной заготовки путем ее наматывания на цилиндрическую оправку с последующими нагреванием, термофиксацией и разрезкой на кольца [1, 2]. В сравнении с существующими технологиями данный метод обладает рядом преимуществ. Он обеспечивает значительное снижение технологических отходов производства и существенно повышает производительность процесса за счет автоматизации полного производственного цикла, однако необходимость обязательной термообработки детали для фиксации ее размеров и формы приводит к дополнительным энергозатратам, требует увеличения времени изготовления и, как следствие, повышает стоимость изделий.

Учитывая высокую пластичность фторопласта даже при низких температурах, в работе изучается возможность изготовления фторопластовых изделий методом холодного формоизменения прессованных заготовок без последующей операции термофиксации размеров готовой детали. Следует заметить, что вопрос холодного формования полимеров, подобно холодной обработке давлением металлов (холодная прокатка, штамповка, гибка, навивка пружин и др.) давно рассматривается в качестве возможной технологии получения полимерных изделий как наиболее экономичной по сравнению с горячим формованием и наименее отходной по сравнению с обработкой резанием. Основанием для принятия такой технологии является анализ механических

свойств фторопласта в условиях силового воздействия и его склонность к хладотеку, способствующей возникновению необратимых остаточных деформаций при низких температурах и невысоких нагрузках. Это позволяет предполагать, что получение фторопластовых изделий методом холодного формования является реально возможной технологией, способной (с учетом упругих последствий и релаксационных процессов) обеспечить создание необходимых остаточных деформаций и их сохранение для придания готовому изделию требуемых размеров и формы.

Важным этапом разработки такой технологии является проектирование и расчет инструмента, обеспечивающего получение колец нужного размерного качества. Однако этот вопрос является наиболее сложным, так как силовое формоизменение заготовки, определяющее размеры инструмента, требует использование определенной расчетной модели деформируемого материала и применение для него соответствующих расчетных методик. Существующие на сегодня теории, описывающие деформационное поведение твердых тел, наиболее полно разработаны для классических твердых материалов, для которых характерны только упругие и пластические деформации, протекающие по известным механизмам. Эти теории лежат в основе механики твердых деформируемых тел, они достаточно достоверны, проверены экспериментально и успешно используются в практике инженерных расчетов. Однако поведение полимеров в условиях силового воздействия принципиально отличается от поведения классических твердых тел и возникающие в них деформации имеют другую природу, величину и механизм развития.

В силу огромного разнообразия полимерных материалов единой теории, описывающей их деформационное поведение в условиях силового поля, не существует. Для расчета полимерных изделий основными данными являются результаты экспериментальных исследований и эмпирические формулы, построенные на этих результатах.

Фторопласт-4 также обладает спецификой и особенностями механического поведения при деформировании, поэтому при разработке технологии получения колец методом холодного формообразования главной задачей является создание и обоснование механической модели поведения фторопласта и изучение возможности применения к его расчету одной из существующих классических теорий.

Полимерные материалы представляют собой высокомолекулярные соединения, состоящие из длинных молекулярных цепей (макромолекул), образующих разнообразные термодинамически устойчивые конформации в виде клубков, спиралей, складок и т.д. Макромолекулы, имея значительную длину при малом поперечном размере, обладают высокой гибкостью и, соединяясь между собой, образуют различные конфигурации и структуры, определяющие своеобразие свойств и специфику поведения полимерных материалов. Собираясь в различные конструкции, макромолекулы могут располагаться хаотически или укладываться упорядоченно, создавая соответственно аморфные или кристаллические структуры, каждая из которых обладает своими свойствами и своим механическим проявлением при температурно-силовых воздействиях.

Фторопласт-4 представляет собой кристаллический полимер, состоящий из кристаллических областей с упорядоченными участками правильных, параллельно уложенных, зигзагообразных спиральных цепей, и аморфной фазы, заполняющей пространство между кристаллитами. Линейное строение молекул и отсутствие между ними поперечных связей обеспечивают высокую плотность их укладки и создание в полимере кристаллической фазы, практически заполняющей весь объем. Степень кристалличности фторопласта-4, полученная при полимеризации, очень высока и при плотности 2,2-2,3 г/см³ составляет порядка 80-95%. Кристаллическая фаза существенно влияет на механические свойства полимера и его поведение в условиях силового поля. Высокая степень кристалличности фторопласта-4 придает ему твердость, прочность и жесткость, что делает его механическое поведение под

воздействием внешних сил во многом подобным поведению классических твердых материалов, хотя деформационные процессы в полимере протекают по другим механизмам, а наличие аморфных областей привносит свою специфику в процесс и результат деформирования.

Современная теория деформирования полимеров рассматривает четыре вида деформаций – упругую, высокоэластическую, вынужденную высокоэластическую и пластическую, которые на определенных стадиях нагружения возникают в структуре полимера и изменяют размеры тела, определяя конечный результат силового воздействия. Упругая и высокоэластическая деформации после разгрузки исчезают, вынужденная высокоэластическая и пластическая – сохраняются. Каждая из указанных деформаций отличается по величине, характеру проявления, механизму протекания, однако результат их действия и в металлах, и в полимерах является одинаковым – упругие деформации исчезают, остаточные сохраняются, придавая телу новые размеры и форму.

Сравнительный анализ деформационного поведения металла и фторопласта-4 при силовом воздействии показывает схожесть и подобие процессов, протекающих в материалах при нагружении. Это подтверждается схожестью и одинаковым характером вида диаграмм растяжения и диаграмм сжатия пластичных металлов и фторопласта-4. На всех диаграммах присутствует *область упругости* с деформациями, подчиняющимися закону пропорциональности, *область образования необратимых деформаций*, имеющих различную природу и протекающих по разным механизмам (в металле – пластическое течение, в полимере – фазовые превращения и рекристаллизация), но в обоих случаях проходящих без силовой поддержки при постоянном напряжении, и наконец, *область деформирования новой, упрочненной, структуры* с новыми физико-механическими свойствами, образованной в металле вследствие пластической деформации, а в полимере – вследствие рекристаллизации. Таким образом, деформационный процесс и в металлах, и во фторопласте является трехстадийным, он протекает по трем характерным стадиям, каждой из которых соответствует образование деформаций определенного качества и величины. Разница заключается только в размере получаемых деформаций и уровне силового воздействия, которое способен воспринимать материал, однако в пределах своих силовых возможностей – и в металлах, и в полимере – протекают деформации, одинаковые по характеру, хронологии развития и конечному результату.

Схожесть процессов деформирования пластичного металла и фторопласта-4 по характеру и качеству возникающих деформаций, хронологии их протекания и конечному результату позволяет принять для фторопласта-4 модель деформационного поведения, подобную модели поведения пластичного металла. Это дает основание, учитывая высокую степень кристалличности фторопласта-4 и незначительное влияние аморфной фазы, рассматривать структуру фторопласта-4 как полностью кристаллическую, сплошную и однородную и использовать для расчета фторопластовых изделий методы и подходы, принятые в классической механике твердых деформируемых тел. Такой подход был использован авторами при математическом описании деформационного поведения полимера и положен в основу расчета инструмента для получения фторопластовых колец. Полученные расчетные формулы, на основании которых был спроектирован инструмент, показали хорошее совпадение с результатами экспериментальных исследований.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вершина, Г.А. Способ изготовления разрезного кольца из полимерного материала и устройство для его осуществления / Г.А. Вершина, А.Ю. Пилатов. Патент Республики Беларусь, ВУ № 14191, 2011.
2. Вершина, Г.А. Способ изготовления разрезных защитных колец из полимерного материала / Г.А. Вершина, А.Ю. Пилатов. Патент Республики Беларусь, ВУ № 19073, 2015.

ЗАВИСИМОСТЬ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА ОТ ВИДА ДЕФОРМАЦИИ

Кожевникова Г.В.¹, Шукин В.Я.²

¹Государственное научное учреждение “Физико-технический институт
Национальной академии наук Беларуси”,

²Белорусский национальный технический университет,
Минск, Республика Беларусь,
fti@tut.by

Abstract: Types of deformation are considered. The criteria for unidirectional monotonic, multidirectional monotonic and multidirectional nonmonotonic deformations are determined.

Известно [1], что пластичность материала зависит от напряженного состояния, температуры деформации, скорости деформации, вида деформации.

В теории обработки металлов давлением имеются несколько определений условия монотонности пластической деформации. Назовем некоторые из них:

1) главные оси деформаций совпадают по направлению с главными осями напряжений;

2) совпадение главных осей скорости деформации с одними и теми же материальными волокнами частицы металла;

3а) монотонной деформацией называют такую, при которой волокно рассматриваемой частицы, претерпевающее в данной стадии наиболее быстрое удлинение (укорочение), во всех предшествующих стадиях так же являлось наиболее быстро удлиняющимся (укорачивающимся);

3б) направляющий тензор напряжений был равен направленному тензору деформаций;

4) деформация материальной частицы называется монотонной, если в процессе ее развития все компоненты тензора скорости деформации в сопутствующей системе координат не изменяют своего знака;

5а) соотношения между главными скоростями деформации $\xi_1 / \xi_2 / \xi_3$ не изменяются в процессе деформации;

5б) параметр Надаи–Лоде $\mu_\xi = 2 \frac{\xi_2 - \xi_3}{\xi_1 - \xi_3} - 1$ постоянен вдоль линии тока;

5в) направления главных скоростей удлинения связаны с одними и теми же материальными волокнами.

Перечисленные критерии не равноценны – в них присутствуют противоречия. Отметим существенное противоречие данных критериев в отношении потери пластических свойств металла при пластической деформации. Нами поставлен эксперимент, в ходе которого в образце в одной плоскости В–В, но в различных направлениях (под углом 90°) осуществляли сдвиговую деформацию (рисунок 1, а).

Испытания осуществляли следующим образом. Образец зажимали в специальном приспособлении выше и ниже канавки и скручивали эти части относительно друг друга вокруг его оси. Закручивание в образцах, а соответственно, и сдвиг Λ_1 производили на различную величину вплоть до разрушения. Затем деформированные таким образом образцы разрушали осадкой вдоль их оси. При этом по тем же цилиндрическим поверхностям происходит сдвиг на величину Λ_2 . В каждом случае подсчитывали степень использования запаса пластичности $\psi_1 = \Lambda_1 / \Lambda_{пр}$ при кручении и $\psi_2 = \Lambda_2 / \Lambda_{пр}$ при осадке. Зависимость суммарного ресурса пластичности от

его использования в одном из направлений (рисунок 1, б) показывает, что осуществление сдвига по одной и той же плоскости, но в различных направлениях увеличивает пластичность материала не менее чем на 30 %.

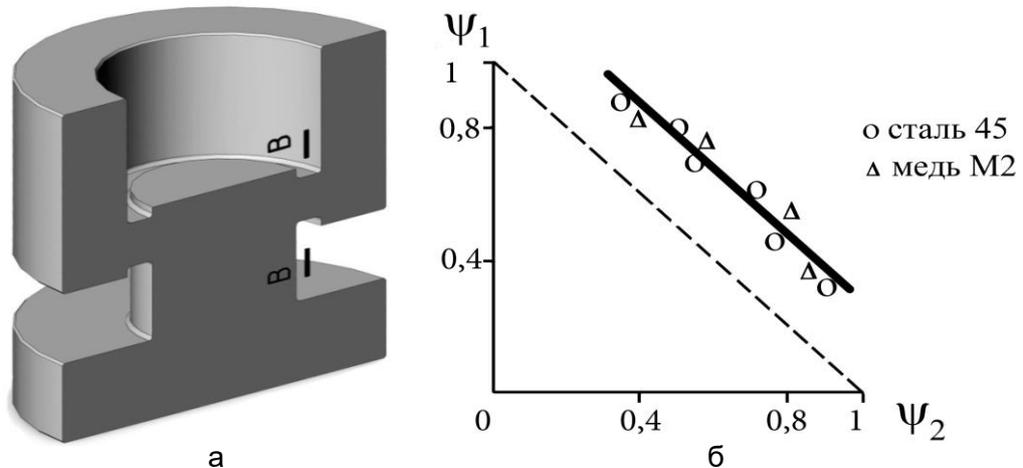


Рисунок 1 – Специальный образец для испытания пластических свойств металлов (для сдвига в одной плоскости В–В и в двух перпендикулярных направлениях) (а) и пластичность металлов при разнонаправленной монотонной деформации (б) [1]

По вышеизложенным критериям данная деформация относится к разряду монотонных, однако, как показал эксперимент, предельная степень деформации сдвига описывается степенной зависимостью, как в случае немонотонной деформации.

Данное обстоятельство дало нам право ввести новую терминологию и определения нелинейности накопления деформации.

Деформация называется *однаправленной*, когда направление (вектор) сдвиговой деформации (для плоско-деформированного состояния – направление линий скольжения) не изменяет своего направления к волокнам деформированного тела (рисунок 2). То есть в деформируемом теле мы фиксируем две точки А и В и линия АВ в любой момент деформации составляет постоянный угол φ с вектором сдвиговой деформации (для поля линий скольжения это α -линия скольжения или β -линия скольжения). Все иные деформации по определению относятся к разряду *разнонаправленных*.

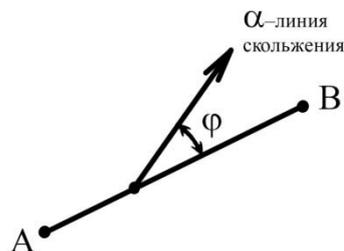


Рисунок 2 – Схема однаправленной деформации

Отметим, что введенное нами понятие однаправленной деформации не противоречит позициям 1), 2), 3), 4), 5) понятия монотонной деформации, при этом обратное утверждение выполняется далеко не всегда.

Поскольку количественная величина пластичности материала зависит от вида деформации методы ее определения так же следует разделить на ряд подгрупп:

- 1) первая подгруппа – «однаправленная монотонная деформация»;
- 2) вторая подгруппа – «разнонаправленная монотонная деформация»;
- 3) третья подгруппа – «разнонаправленная немонотонная деформация».

Однаправленная монотонная деформация:

- кручение цилиндрической заготовки или трубы в одном направлении;
- сдвиг образца в одном направлении;
- метод ЕСАР с одноразовым продавливанием образца;
- растяжение листового крестообразного образца (3D);
- гибка листа.

Разнонаправленная монотонная деформация:

- растяжение цилиндрического образца без образования шейки;
- осадка цилиндрического образца без образования бочки;
- растяжение листа без образования шейки;
- сдвиг образца в одной плоскости по двум взаимно-перпендикулярным направлениям;
- растяжение цилиндрического образца с одновременным кручением без образования шейки;
- осадка цилиндрического образца с одновременным кручением без образования бочки.

Разнонаправленная немонотонная деформация

К данной подгруппе относятся методы испытания пластичности металлов, при которых могут использоваться знакопеременные деформации и деформации, при которых изменяется напряженное состояние вдоль линии тока:

- кручение цилиндрического образца или трубы в режиме с изменением знака деформации на противоположный;
- метод ЕСАР с изменением знака деформации на противоположный;
- растяжение цилиндрического образца с концентратором;
- растяжение листа с концентратором;
- поперечная прокатка при плоско-деформированном состоянии (2D);
- поперечная прокатка дискообразного образца (3D).

Аналогичным образом проявляет себя и предельная степень деформации сдвига. Зависимость между предельными значениями степени деформации сдвига разных видах деформации описывается выражением:

$$\Omega = \frac{\ln \Lambda_{\text{ПР}}^*}{\ln \Lambda_{\text{ПР}}}, \quad (1)$$

где Ω – показатель увеличения пластичности при разнонаправленном немонотонном деформировании; $\Lambda_{\text{ПР}}$ – предельная степень деформации сдвига при однонаправленном монотонном деформировании; $\Lambda_{\text{ПР}}^*$ – предельная степень деформации сдвига при немонотонном деформировании.

При сдвиговой деформации (рисунок 1, а) зависимость (1) верна как для различных видов деформации [2], так и в рамках одного вида, но для различных способов деформации. Так сопоставление двух процессов ПКП и ПП стали 45 при 900°C установило, что показатель увеличения пластичности Ω составляет от 1,69 до 1,74, а сопоставление процессов растяжения цилиндра и поперечной прокатки стали 45 показывает показатель увеличения пластичности Ω от 1,10 до 1,20. Подобная закономерность, по нашему мнению, является следствием различного количества и направлений дислокаций в кристаллических материалах при различных процессах обработки металлов давлением: чем их больше, тем выше показатель увеличения пластичности Ω .

ЛИТЕРАТУРА

1. Шукин, В.Я. Основы поперечно-клиновой прокатки / В.Я. Шукин. – Минск: Наука и техника, 1986. – 223 с.
2. Кожевникова, Г.В. Пластические свойства металлов и сплавов: феноменологическая деформационная теория разрушения при пластическом течении / Г.В. Кожевникова, В.Я. Шукин. – Минск: Беларус. навука, 2021. – 277 с.

МЕТОДЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Кожевникова Г.В.¹, Щукин В.Я.²¹Государственное научное учреждение “Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси”,²Белорусский национальный технический университет,
Минск, Республика Беларусь,
fti@tut.by

Abstract: Severe plastic deformation (SPD) allow obtaining samples with unique properties and improved material structure. Various methods of SPD have been considered.

Интенсивная пластическая деформация – относительно новый раздел теории обработки металлов давлением, который начал широко исследоваться в мире. Интенсивная пластическая деформация используется для получения беспористого металла с размером зерен около 100 нм за счёт больших деформаций с сильно фрагментированной и разориентированной структурой, сохраняющий в себе остаточные признаки рекристаллизационного аморфного состояния [1]. Метод позволяет получать массивные образцы с уникальными свойствами и практически беспористой структурой материала, что не удаётся получить прессованием порошкового материала.

Определенный вклад в создание этого нового направления в обработке металлов давлением внесла белорусская школа поперечной прокатки [2]. Профессором В.М. Сегалом (США) и В.Я. Щукиным впервые в 1973 году разработан метод равноканального углового прессования (РКУ) по международной классификации ЕСАР [3]. Метод заключается в продавливании образца из одного канала в другой канал, равного сечения. Каналы расположены под углом в пределах от 90° до 180° (рисунок 1).

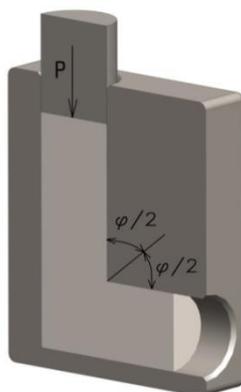


Рисунок 1 – Схема равноканального углового прессования

По плоскости стыка каналов в образце происходит сдвиг, степень деформации сдвига Λ которого равна:

$$\Lambda = 2\text{ctg} \frac{\varphi}{2}, \quad (1)$$

где φ – угол между каналами.

При $\varphi = 90^\circ$ степень деформации сдвига равна $\Lambda = 2$.

Среднее напряжение σ/K без учета сил трения при испытании равно:

$$\sigma / K = -\frac{1}{2} \text{ctg} \frac{\varphi}{2}, \quad (2)$$

где K – пластическая постоянная материала.

При $\varphi = 90^\circ$ среднее напряжение равно $\sigma/K = -0,5$.

Используя уравнения Леви, без учета сил трения определим:

$$\sigma_1/K = -1,5; \quad \sigma_2/K = \sigma/K = -0,5; \quad \sigma_3/K = +0,5.$$

Параметр третьего инварианта тензора напряжений [4] при испытании равен

$$\sqrt[3]{J_3(T_\sigma)} / K = \sqrt[3]{(-1,5) \cdot (-0,5) \cdot 0,5} = 0,7211.$$

Недостаток метода состоит в том, что дозировать накопленные деформации можно только за счет изменения угла наклона каналов друг к другу, а это вызывает изменение среднего напряжения. В итоге эксперимент устанавливает только факт, что при таком-то напряжении разрушение не произошло, а точное значение предельной степени деформации сдвига определить не удастся.

Известные методы интенсивной пластической деформации (SPD) показаны на рисунке 2.

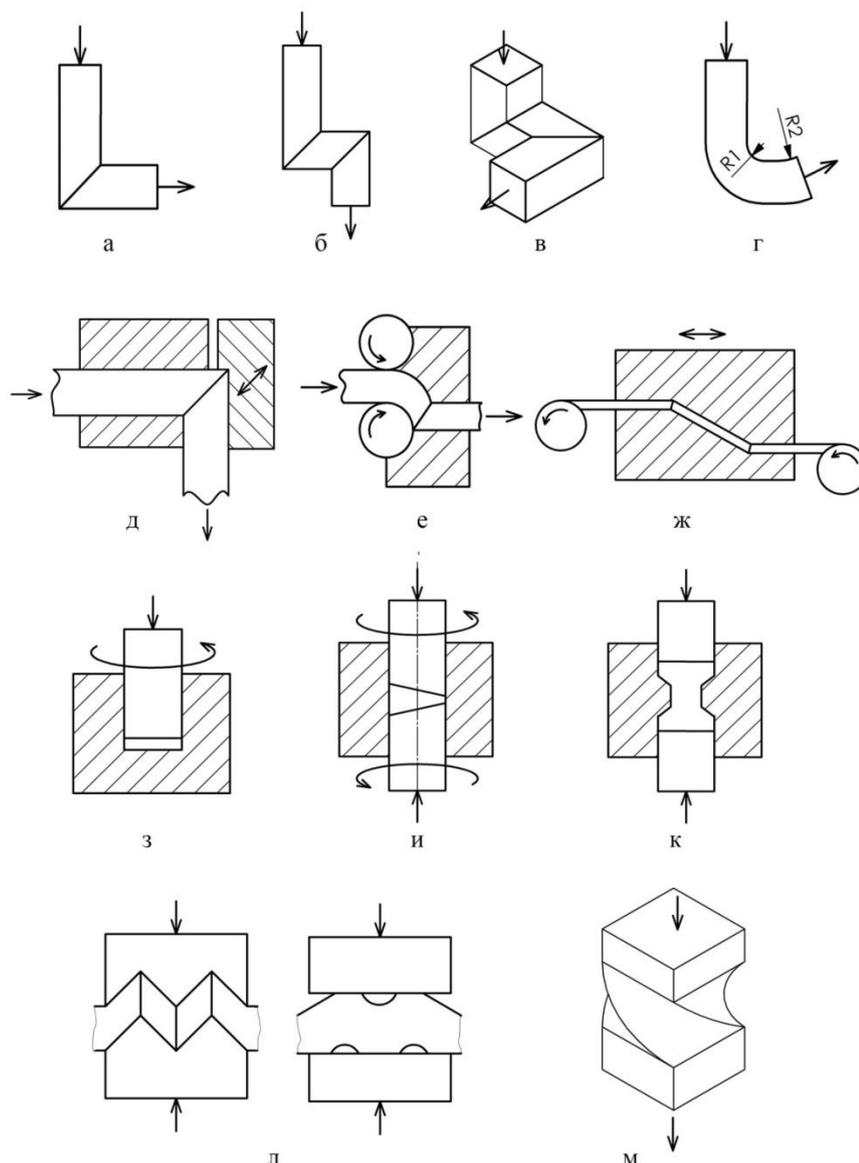


Рисунок 2 – Известные методы интенсивной пластической деформации (SPD)

На рисунке 2, а показан базовый метод равноканального углового прессования (ECAP). Описание этого метода приведено выше. На рисунке 2, б, в изображены разновидности метода равноканального углового прессования, в которых за одну операцию деформации дополнительно осуществляют второй сдвиг по еще одной плоскости. При этом первый сдвиг происходит при повышенном среднем напряжении, что является следствием гидростатического давления при втором сдвиге.

Особенность равноканального углового прессования, показанного на рисунке 2, г, заключается в том, что сдвиг в этом случае происходит по плоскостям параллельным продольной оси заготовки, а деформирующий участок выполнен с переменным радиусом от R_1 до R_2 , что и обеспечивает указанный сдвиг. Недостатки перечисленных способов равноканального углового прессования заключаются в ограниченной длине заготовки (не более 4 диаметров заготовки) и в том, что вблизи торцов металл не деформируется и не накапливает необходимую деформацию.

Сдвиг, подобный равноканальному угловому прессованию, можно осуществлять на прутках и полосах неограниченной длины, как это показано в устройствах, приведенных на рисунке 2, д, е, ж.

Устройства SPD для накопления сдвиговой деформации на коротких цилиндрических заготовках изображены на рисунке 2, з, и. В устройстве, представленном на рисунке 2, з, сдвиг происходит за счет сил трения вращающегося пуансона, который при этом создает еще и высокое среднее напряжение в очаге деформации. В устройстве, показанном на рисунке 2, и, сдвиг осуществляется за счет того, что торцевые поверхности вращающихся пуансонов выполнены под углом к продольной оси. Среднее напряжение в очаге деформации так же уменьшается за счет сжатия пуансонов. Недостаток обоих устройств заключается в том, что накопленные деформации вдоль продольной оси образцов в этих случаях равны нулю.

Устройство, показанное на рисунке 2, к, обеспечивает накопление деформаций путем сочетания прямого прессования (выдавливания) с осадкой в последующем канале. Недостаток метода заключается в ограниченной длине образца и меньшими, чем при равноканальном угловом прессовании, накопленными деформациями.

Устройство, показанное на рисунке 2, л, предназначено для осуществления сдвига в плоскости перпендикулярной поверхности листа. Первоначально на листе образуют гофры, которые во втором штампе вновь превращают в лист. Длина листа не ограничена.

Устройство, показанное на рисунке 2, м, предназначено для закручивания прямоугольной заготовки, как правило, на 90° . Недостатки этого устройства – вдоль продольной оси деформации равны нулю и длина заготовки ограничена.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кожевникова, Г.В. Пластические свойства металлов и сплавов: феноменологическая деформационная теория разрушения при пластическом течении / Г.В. Кожевникова, В.Я. Щукин. – Минск: Беларус. навука, 2021. – 277 с.

2. Щукин, В.Я. Белорусская школа поперечной прокатки / В.Я. Щукин, Г.В. Кожевникова, А.О. Рудович, К.В. Садко // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. научных трудов. В 2 кн. Кн. 1. Новые технологии и материалы / редколлегия: В.Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2021. – С. 306–332.

3. Устройство для упрочнения материала давлением: а.с. 492780 СССР, МКИ G 01 N 3/00 / В.М. Сегал, В.Я. Щукин; заявитель ФТИ АН БССР. – № 1924516, заявл. 11.06.1973; опубл. 25.11.1975 // Открытия. Изобрет. – 1975. – № 43. – С. 118.

4. Кожевникова, Г.В. Теория и практика поперечно-клиновой прокатки / Г.В. Кожевникова. – Минск: Беларус. навука, 2010. – 291 с.

МОРФОЛОГИЯ УГЛЕРДНЫХ НАНОЧАСТИЦ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ СВС

Овчинников Е.В., Возняковский А.П., Возняковский А.А., Эйсымонт Е.И.

Учреждение образования «Гродненский государственный университет

им. Янки Купалы»,

г.Гродно, Беларусь, ovchin@grsu.by

Научно-исследовательский институт синтетического каучука

им.С.В.Лебедева,

г.Санкт-Петербург, Россия, voznap@mail.ru

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

г.Санкт-Петербург, Россия, alexey_inform@mail.ru

Графен – аллотропная модификация углерода, состоящего из одного слоя sp^2 -гибридных атомов углерода, расположенных в гексагональной двумерной решетке. Графен является одним из основных структурных элементов в большинстве материалов на основе углерода. Систематические исследования графена начались с теории, согласно которой пленка толщиной в один атомный слой углерода обладает гибкостью и прочностью, чтобы сгибаться, скатываться и складываться. Работы по получению графеновых наноструктур были проведены Хаммерсом в 1958 г. Однако до 2004 года интерес к графену как материалу с уникальными свойствами был незначителен. Скачок в развитии исследований в области изучения структуры и технологии получения графена послужили работы А. Гейма и К. Новоселова по получению графена механической эксфолиацией графита за что данные исследователи были удостоены Нобелевской премии [1 – 3]. В настоящее время существуют многочисленные исследования, посвященные отработке технологии создания графеновых структур, а также определению перспективных областей его применения. Основной причиной большого количества научных исследований по изучению графена связана с его уникальными характеристиками и высокими термомеханическими свойствами, благодаря которому он может стать самым прочным материалом, найденным на сегодняшний день. В настоящее время есть три вида производных, которые относятся к группе графена: исходный графен, оксид графена (ОГ) и восстановленный оксид графена (ВОГ). Технология получения графена для промышленных целей существует с 2010 года, но данный технологический процесс получения данного класса веществ не позволяет удовлетворить потребности производства на рынке нанотехнологий. Процесс трансформации производства графена от лабораторных методик до крупных технологических масштабов не являлся прямым путем. В настоящее время основным преимуществом получения графена является то, что исходный материал для его производства является достаточно дешевый материал – графит. Цена особо чистого графита на рынке находится в пределах 1 цента за грамм. Однако вследствие трудоемкости процесса получения графена приводит к увеличению цены данного материала более чем в 10000 раз. Цена одного грамма графена составляет 100 американских долларов за 1 грамм. Это обусловлено тем, что для получения особо чистого графена используют энергетически затратные методы эксфолиации, эпитаксиального роста и т.п. [1 – 3]. Согласно научно-техническим и экономическим прогнозам предполагается устойчивый рост рынка применения и реализации графена, поскольку многие мировые производственные компании начинают принимать участие в графеновой революции. За последнее десятилетие были созданы различные методы синтеза графена и его производных. Технология получения графена является определяющей, т.к. определяют его структуру и основные эксплуатационные свойства. Согласно имеющимся в литературе данным наличие дефектов и примесей в структуре графена определяют более низкие физические и химические характеристики по сравнению с «бездефектным» графеном. Однако и так называемый «дефектный» графен имеет свою нишу на рынке наноматериалов, так как данный материал возможно легировать и улучшать физико-

химические характеристики, и в дальнейшем применять в радиоэлектронной промышленности. Основным и первым методом получения графена является метод отшелушивания (эксфолиация), который позволяет получить материал очень высокого класса. Механическое отшелушивание создает силу, достаточную для разрушения сил притяжения Ван-дер-Ваальса между слоями графита, и позволяет получить слои графена. Данный метод прост, повторяем и способен получать многослойный графен. Кроме того, графен, формируемый по данной технологии, получается высочайшего качества и чистоты, что было оценено методом комбинационного рассеяния света, АСМ и оптической микроскопии. Однако одним из основных недостатков этого метода является доходность, которая напрямую влияет на масштабируемость технологии. В масштабируемости минимизация эффектов фрагментации важна для получения меньших геометрических размеров графена. Другой технологией получения графена является метод обработки исходного углеродного материала ультразвуком, который может создать высокоскоростные ударные волны в структуру графита. Применение данной технологии позволяет получить графен без эффектов фрагментации, за счет изменения мощности ультразвукового излучения. Применение ультразвукового диспергирования позволяет увеличить выход графеновых монопластин более чем в 50 раз по сравнению со стандартным методом эксфолиации. Для получения монолистов графитовых материалов рядом исследователей предлагается использовать шаровые мельницы. В результате образуются технически чистый материал. Возможно использование гибридной технологии измельчения графита в шаровой мельнице с использованием жидкого CO_2 . Данный подход позволяет получить графеновый материал в промышленных объемах с малым количеством дефектных фрагментов [1 – 3]. Вторым большим направлением получения графена является химическая эксфолиация (жидкофазное отшелушивание), данная технология дает более высокий выход графена по сравнению с механической эксфолиацией. Как правило, данный процесс проводится в два этапа. Первый этап – это отделить прослойку графита путем введения поверхностно-активного вещества между графитовыми слоями, увеличивая таким образом интервал между графитовыми плоскостями. Затем модифицированный графит расслаивают на графен путем нагревания или обработки ультразвуком. Вариантами данной технологии являются методы модификации оксида графита с последующим разложением его на графеновые листы. В данном методе используют ПАВ с малой молекулярной массой для диффузии их между графитовыми слоями и создании промежуточных соединений типа GIC (интеркалированный графит). Также существует электрохимическая эксфолиация графена, заключающаяся в проведении электрохимических реакций, протекающих между слоями графита, заполненного электролитом. В результате электрохимических реакций происходит выделение газов, которые разрушают графитовые слои с образованием графена. Возможно сочетание электрохимического метода с ультразвуковой обработкой, что позволяет контролировать размер графена, путем изменения времени реакции, потребляемой мощности и температуры электрохимической среды [1 – 3]. В ряде работ предложен метод химического испарения в вакууме (CVD), который отличается от эксфолиации тем, что в качестве источника для получения графена используется не графит, а газообразные соединения. В качестве реакционного газа может использоваться ацетилен, метан и их смеси. В качестве катализатора используется металлическая подложка, которая контактирует с различными газообразными углеводородными прекурсорами при высокой температуре в реакционной камере. С точки зрения функциональности, полученный графен обладает большой площадью поверхности, что позволяет предположить применение данного материала в различных отраслях энергетики. Однако недостатком этого метода является высокая стоимость производства, низкий выход продукта, необходимость очистки получаемого продукта для удаления остатков катализатора. Достоинством метода является возможность производить большое количество чистого графена. Графеновые слои отделяются от металлической подложки путем химического травления.

Графеноподобные структуры получают путем отшелушивания и окисления графита, в результате чего образуется много кислородсодержащих функциональных групп, которые закреплены на поверхности двумерной решетки графеновых слоев. Дальнейшее уменьшение окисных групп в GO (оксид графена) в процессе восстановления приведет к увеличению концентрации RGO (reduced graphitic carbon – восстановленный оксид графена). Функциональные группы на поверхности GO в большинстве случаев могут растворяться в стандартных растворителях, что позволяет восстанавливать его в RGO. В ряде случаев для восстановления может использоваться микроволновое излучение. Для частиц GO предложена следующая классификация: 1 – частицы применяемые в производстве; 2 – полуфабрикаты для производства наночастиц RGO. Методология процесса восстановления оказывает существенное влияние на качество получаемых частиц RGO. Применяемые восстановительные агенты RGO из GO в большинстве случаев токсичны и взрывоопасны. Токсичность используемых химикатов может создавать проблему при увеличении масштабов производства частиц RGO из-за ограничений в экологической политике безопасности, проводимой во многих развитых странах, в том числе и в Беларуси [1 – 3].

Перспективным методом получения наночастиц графена из биомассы является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). В ряде работ показана возможность получения различного типа аллотропных модификаций наночастиц углерода данным методом, в том числе получали и частицы графена.

Проведены исследования морфологии и структуры углеродных и графеновых частиц, получаемых из различного органического сырья методом СВС.

Показано, что морфология получаемых агломератов зависит не только от исходного состава сырья, а также, скорее всего, определяется и активностью самих частиц. В графеносодержащих соединениях, полученных из лигнина и крахмала при проведении самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, возможно также образование нанотрубок, что подтверждается наличием волокнистых образований в исследуемых порошкообразных образцах.

Таким образом, проанализированы существующие технологии получения графеновых структур. Показано, что большинство рассмотренных технологических приемов получения графена обладают малым выходом синтезируемого вещества, что обуславливает его высокую стоимость. Применение метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза позволяет существенно увеличить выход графена, что существенно снижает его себестоимость. СВС метод получения графеновых наночастиц позволяет использовать различное органическое вещество, в том числе трудно перерабатываемые отходы технологических производств, в частности, гидролизный лигнин. Показано, что морфология графеноподобных кластерных структур, получаемых методом СВС, зависит от используемого исходного сырья.

Работы выполнены в рамках совместного проекта БРФФИ-РНФ №Т21РМ-169.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Balandin, A. A. Superior thermal conductivity of single-layer graphene / A. A. Balandin, S. Ghosh, W. Bao, I. Calizo, D. Teweldebrhan, F. Miao, C. N. Lau // Nano letters. – 2008. – V. 8. – №. 3. – P. 902–907.
2. Lee, C. Measurement of the elastic properties and intrinsic strength of monolayer graphene / C. Lee, X. Wei, J. W. Kysar, J. Hone // science. — 2008. – V. 321. – №. 5887. – P. 385–388.
3. Zhu, Y. Graphene and graphene oxide: synthesis, properties, and applications / Y. Zhu, S. Murali, W. Cai, X. Li, J. W. Suk, J. R. Potts, R. S. Ruoff // Advanced materials. – 2010. – V. 22. – №. 35. – P. 3906–3924.

РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ДЛИТЕЛЬНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ПОЛЗУЧЕСТИ

Лонин К.А., Панов В.А., Патрушев В.Л., Савчук Д.В., Соловьев С.А.,
Шишулин Д.Н.

АО «ОКБМ Африкантов»,
г. Нижний Новгород, Россия
varanov@okbm.nnov.ru

Для электронасоса с охлаждением двигателя перекачиваемой водой с температурой, при которой возникают явления ползучести в отдельных его элементах (вал ротора, стержень и кольцо короткозамкнутой обмотки ротора, листы статора электродвигателя) актуальной является проблема прогнозирования ползучести и длительной прочности на предполагаемый срок эксплуатации [1-3]. С этой целью проведен поэтапный комплекс расчетно-экспериментальных работ.

В общем случае, задача решается на основе физически обоснованных методов преобразования экспериментальных кривых зависимости времени до разрушения t_f от напряжения одноосного растяжения σ_{11} при некоторых базовых температурах к единой приведенной кривой длительной прочности. На первом этапе расчетно-экспериментальных исследований проведен анализ известных методов экстраполяции данных лабораторных испытаний для конструкционных материалов, полученных на базе порядка от 10^3 до 10^4 ч, на требуемую базу до 10^5 ч.

На последующих этапах работы по результатам экспериментов для материалов ротора и железа статора: сталь 09Х17Н и сталь 2412, по зависимости скорости деформации ползучести на установленном участке определено, что при действующих в элементах конструкции напряжениях и рабочих температурах явления ползучести не проявляются. Поэтому основной задачей стало проведение экспериментальных работ и разработка математических моделей для прогнозирования длительных механических характеристик материала беличьей клетки – медь М0.

По результатам проведенных экспериментальных работ по меди М0 на временной базе до 1000 ч. определено, что методика экстраполяции длительных механических свойств может быть основана на соотношении Шестерикова-Аршакуни [3]:

$$\lg t^* = 9T^*/T + A - sh[\alpha(\sigma_{11} \cdot 10^{-0.525T^*/T})^q], \quad (1)$$

где t^* – время до разрушения, час;

σ_{11} – напряжение, МПа;

T – температура испытания, °К;

T^* – температура плавления материала, °К;

A, α, q – экспериментально определяемые параметры.

В [3] показано, что относительная погрешность при определении напряжения $\sigma_{11(i)}$ на кривой длительной прочности по выбранной методике для широкого круга конструкционных материалов не превышает величины $\bar{\sigma} \leq 10\%$, без учета разброса экспериментальных данных.

Определение параметров A, α и q , входящих в соотношение (1), осуществлено с помощью регрессионного анализа данных в пакета MathCAD и EXCEL. Для обеспечения консервативности прогнозов в качестве времени до разрушения принято время начала третьего участка кривой ползучести (резкого нелинейного роста деформаций ползучести).

На рисунке 1 представлена теоретическая кривая длительной прочности, полученная по разработанной математической модели.

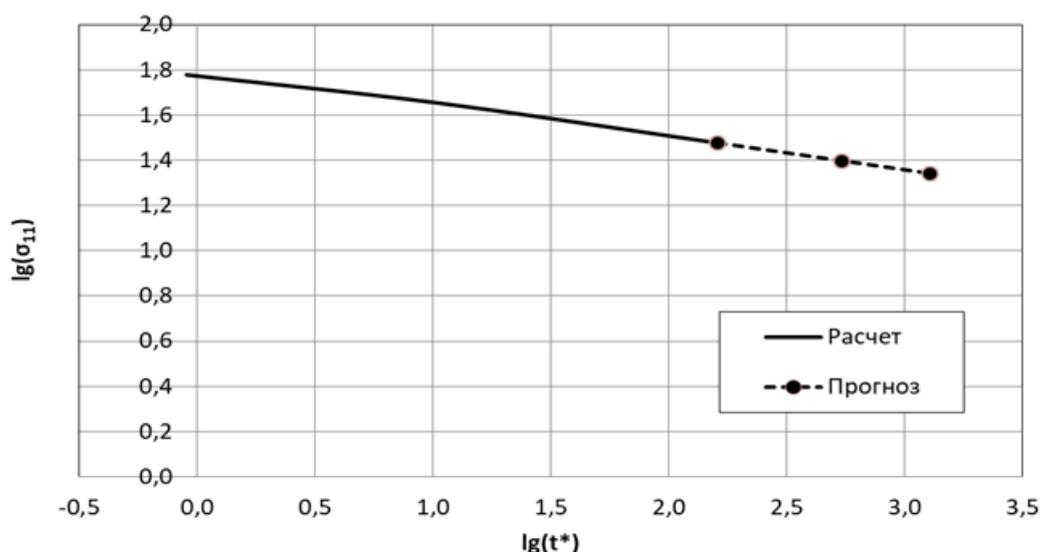


Рисунок 1 – Теоретическая кривая длительной прочности

В результате проведенных расчетно-экспериментальных работ разработана математическая модель, которая позволила, при принятых параметрах аппроксимационных зависимостей, провести экстраполяцию кривой длительной прочности для меди МО на требуемый временной интервал эксплуатации электронасоса и тем самым, спрогнозировать длительные физико-механические свойства материалов элементов электронасоса для назначенного ресурса при рабочих температурах. Результаты проведенной работы с использованием 3D расчетной конечно-элементной модели «беличьей клетки» ротора электронасоса позволят подтвердить его ресурсные характеристики.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1 ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525с.
- 2 Сапунов В.Т. Прогнозирование ползучести и длительной прочности жаропрочных сталей и сплавов ЯЭУ. Учебной пособие. М.: НИЯУ МИФИ, 2015.-136 с.
- 3 Шестериков С.А., Аршакуни А.Л., Чередеева Л.В. Метод температурно-силового прогнозирования длительной прочности металлов // Проблемы прочности. – 1989. – №9. – С.6-9.

**СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА
СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ, ПОДВЕРГНУТОГО РКУП И
ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОМУ ОТЖИГУ**

Деркач М.А.¹, Шереметьев В.А.¹, Чуракова А.А.², Гундеров Д.В.², Рааб Г.И.²,

Прокошкин С.Д.¹

¹НИТУ «МИСиС»,

Россия, Москва

²«УГАТУ»,

Россия, Уфа

mihailder7787@gmail.com

Среди инновационных материалов для имплантатов выделяется титан и сплавы на его основе, сочетающие высокую удельную прочность, хорошую биосовместимость и коррозионную стойкость. Однако эти материалы не обеспечивают достаточную биомеханическую совместимость имплантата с костной тканью из-за слишком высокого модуля упругости металлического материала, а наиболее распространенные высокопрочные сплавы типа Ti-Al-V и Ti-Ni, к тому же, содержат токсичные компоненты. В этой связи значительный интерес привлекают сплавы с памятью формы (СПФ) на основе системы Ti-Zr-Nb, обладающие модулем Юнга, близким к модулю костной ткани, проявляющие сверхупругое поведение и содержащие только биосовместимые компоненты.

Современные тенденции развития технологий получения СПФ Ti-Zr-Nb связаны с формированием в них нанокристаллических структур, что должно обеспечить повышение комплекса статических и динамических (усталостных) свойств, совершенствование сверхупругого поведения при сохранении низкого модуля упругости, высокой коррозионной стойкости и биохимической совместимости. Общие закономерности формирования наноструктур в СПФ Ti-18Zr-15Nb (в ат. %) уже были изучены на экспериментальных образцах, в результате интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) [1], однако для получения объемного наноструктурного материала целесообразно апробация на данных сплавах метода равноканального углового прессования (РКУП).

В данной работе слиток сплава Ti-18Zr-15Nb, полученный методом вакуумного дугового переплава, был подвергнут высокотемпературной ковке при температуре 800-1000 °С для устранения литой структуры. Закалку в воду (T = 700 °С, t = 30 мин) перед процессом РКУП проводили для достижения в материале рекристаллизованного β-фазного состояния. Прессование заготовок (l = 100 мм, d = 20 мм) проводили при T = 200 °С в 3 прохода в матрице с углом пересечения каналов 120 ° с использованием графитовой смазки. Между проходами заготовки помещали в печь при T = 200 °С. Последеформационный отжиг (ПДО) проводили с избыточным давлением аргона и охлаждением в воде по 3 режимам: с постоянным временем 30 мин и температуре в диапазоне 400-650 °С; с постоянным временем 5 мин и температуре в диапазоне 500-600 °С; с постоянной температурой 550 °С в диапазоне времени от 1 до 60 мин. Структуру и фазовое состояние сплава изучали методами рентгенографического анализа, световой и электронной микроскопии. Комплекс механических и функциональных свойств определяли в условиях измерения твердости по Виккерсу, статических и циклических испытаниях на растяжение при комнатной температуре. Особенности сверхупругого поведения изучали в ходе функциональных циклических испытаний на растяжение с накоплением деформации по 1% в цикле до разрушения.

Методом световой микроскопии показано, что ПДО после горячейковки приводит к образованию равноосной структуры β-фазы со средним размером рекристаллизованного зерна 22 мкм. Структура и фазовый состав сплава претерпевают значительные изменения в результате РКУП. Материал по всему объему пересекают параллельные деформационные полосы, в следствии

деформации образуется некоторое количество α'' -фазы. Процессы роста зерна наблюдаются после ПДО при 550 °С, 30 мин и при 600 °С, 5 мин преимущественно в полосах деформации. ПДО при 600 °С, 30 мин приводит к распространению процесса рекристаллизации по всему объёму материала и формированию зерна размером 7 мкм.

Предварительная закалка позволяет достичь в материале следующие механические свойства: предел прочности $\sigma_s = 577$ МПа, относительное удлинение до разрыва $\delta = 15\%$, твердость $HV = 177$. Увеличение прочностных характеристик после РКУП ($\sigma_s = 757$ МПа, $HV = 283$) и дополнительного ПДО при 400 °С 30 мин ($\sigma_s = 983$ МПа, $HV = 342$) ожидаемо приводит к уменьшению пластичности (относительное удлинение до разрыва 5,1% и 3,2% соответственно). Повышение температуры и времени ПДО приводит к разупрочнению и повышению пластичности. Наибольшая разность между дислокационным и фазовым пределом текучести, характеризующая реализацию полностью обратимой деформации [2], наблюдается после ПДО при 550 °С, 1 мин ($\Delta\sigma = 374$ МПа) и 600 °С, 5 мин ($\Delta\sigma = 347$ МПа).

Увеличение температуры ПДО при постоянном времени выдержки в печи $t = 30$ мин приводит к увеличению максимальной обратимой деформации за счет сверхупругости от $\varepsilon_r^{SE} = 0,1\%$ при 400 °С до $\varepsilon_r^{SE} = 3,1\%$ при 600 °С. При постоянной температуре отжига 550 °С величина сверхупругой обратимой деформации достигает максимального значения при $t = 2,5$ мин, $\varepsilon_r^{SE} = 3,1\%$ и при $t = 5$ мин, $\varepsilon_r^{SE} = 3,3\%$. Кратковременная термическая обработка в течение 5 мин при 600 °С повышает сверхупругую обратимую деформацию, достигая значения $\varepsilon_r^{SE} = 3,4\%$.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 20-69-47063.

ЛИТЕРАТУРА

1. Gunderov D. et al. Effect of HPT and accumulative HPT on structure formation and microhardness of the novel Ti18Zr15Nb alloy //Materials Letters. – 2021. – Т. 283. – С. 128819.
2. Физические основы пластической деформации: Ф50 термомеханическая обработка и применение сплавов с памятью формы на основе никелида титана : учеб. пособие / С.Д. Прокошкин [и др.]. – М. : Изд. Дом НИТУ «МИСиС», 2019. – 109 с.

ДИНАМИКА МИКРОТВЕРДОСТИ И ПАРАМЕТРА ПЛАСТИЧНОСТИ СВИНЦА ВО ВНЕШНЕМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ С ИНДУКЦИЕЙ ДО 0,5 Тл

Серебрякова А. А., Загуляев Д.В., Шляров В.В., Громов В.Е.
Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия
aserebrakova87@gmail.com.

Авторами были проведены испытания на микротвердость образцов технически чистого свинца без воздействия и при воздействии внешнего магнитного поля с индукцией до 0,3, 0,4 и 0,5Тл и временем обработки 0,25, 0,5 и 1 час. По полученным данным микротвердости вычислен параметр пластичности свинца в исходном состоянии и после обработки во внешнем магнитном поле, показаны зависимости параметра пластичности от времени обработки. Установлен характер изменения параметра пластичности при обработке свинца в магнитном поле с индукцией до 0,5 Тл.

Ключевые слова: внешнее магнитное поле, микротвердость, начальный эффект, параметр пластичности, свинец С2.

Исследования поведения металлов и сплавов, подвергнутых внешним энергетическим воздействиям, является важным вопросом современного физического материаловедения. Под внешними энергетическими воздействиями рассматриваются: ионные пучки, обработка при помощи плазмы и ультразвука, обработка выдержкой в магнитном поле. В данной работе, рассмотрено влияние на свинец марки С2 такого энергетического воздействия как магнитное поле. Известно применение магнитных полей при обработке материалов, так как согласно исследованиям [1], магнитная обработка позволяет регулировать пластические свойства материала. Свинец выбран в качестве материала исследований не случайно. Этот металл широко применяется в различных отраслях (металлургическая, строительная, энергетическая) и в медицине [2]. Преимуществами данного металла является его высокая коррозионная стойкость и способность поглощать радиационное излучение. Недостатком свинца является его чрезмерная подверженность пластической деформации, что несмотря на его преимущества не позволяет расширить сферы его использования. В связи с этим, достаточно актуально исследовать динамику микротвердости и параметра пластичности данного металла при воздействии магнитного поля, с целью возможной разработки способа управления пластическими свойствами.

Для испытаний на микротвердость применялись образцы свинца в форме прямоугольного параллелепипеда, высотой 12 мм, шириной 5 мм, длиной 15 мм. Образцы свинца, предварительно подвергнутые рекристаллизационному отжигу при температуре 200°С в течение двух часов, в последующем охлаждались 24 часа до комнатной температуры. Источником магнитного поля являлся постоянный электромагнит, с возможностью изменения индукции магнитного поля. В работе индукция регулировалась с помощью изменения силы тока в катушках. Значение индукции магнитного поля измерялось миллитесламетром ТПУ. Испытания проводились при комнатной температуре. Перед помещением в магнитное поле измерялась микротвердость образца в исходном состоянии. Во время выдержки в магнитном поле, образцы располагались таким образом, чтобы линии индукции были перпендикулярны стороне образца с размерами 15×12 мм и пронизывали ее. Ранее авторским коллективом были проведены исследования изменения микротвердости во внешнем магнитном поле [3], при времени выдержки 1, 2, 3 и 4 часа, на основании которых было установлено, что максимальный эффект влияния обнаруживается при времени обработки 1 час и наблюдается сразу после экспозиции образца из магнитного поля (начальный эффект), с последующей релаксацией до исходного значения за время порядка 24 часов. В связи с этим, в настоящей работе был расширен диапазон времен обработки. Анализ изменений микротвердости и

параметра пластичности в условиях действия магнитного поля проводили для трех значений индукции 0,3, 0,4 и 0,5 Тл и трех времен воздействия 0,25 часа, 0,5 часа, 1 часа, сразу после выдержки образцов в магнитном поле.

Процедура микроиндентирования проводилась на микротвердомере HVS-1000 по Виккерсу. Испытательная нагрузка: 10 г., время нагружения и под нагрузкой составляло 10 с, время разгрузки 5 с., количество нагружений – 20 (при каждом измерении). Обработка данных по результатам микроиндентирования выполнена в программах Excel и Origin Pro 8. Параметр пластичности вычислялся на основе измерения данных микротвердости по формуле (1) [4]:

$$\delta_n = 1-14,3 \times (1-\mu-2 \times \mu^2) \times HV/E, \quad (1)$$

где HV – значение микротвердости, μ - коэффициент Пуассона исследуемого материала (0,44), E – модуль Юнга ($0,17 \times 10^5$).

На основании исследований микротвердости (HV) и вычислений параметра пластичности (δ_n), построены зависимости динамики данных величин от времени выдержки (0,25 ч., 0,5 ч., 1 ч.) и значений индукций магнитного поля (0,3 Тл, 0,4 Тл и 0,5Тл) (рис.1).

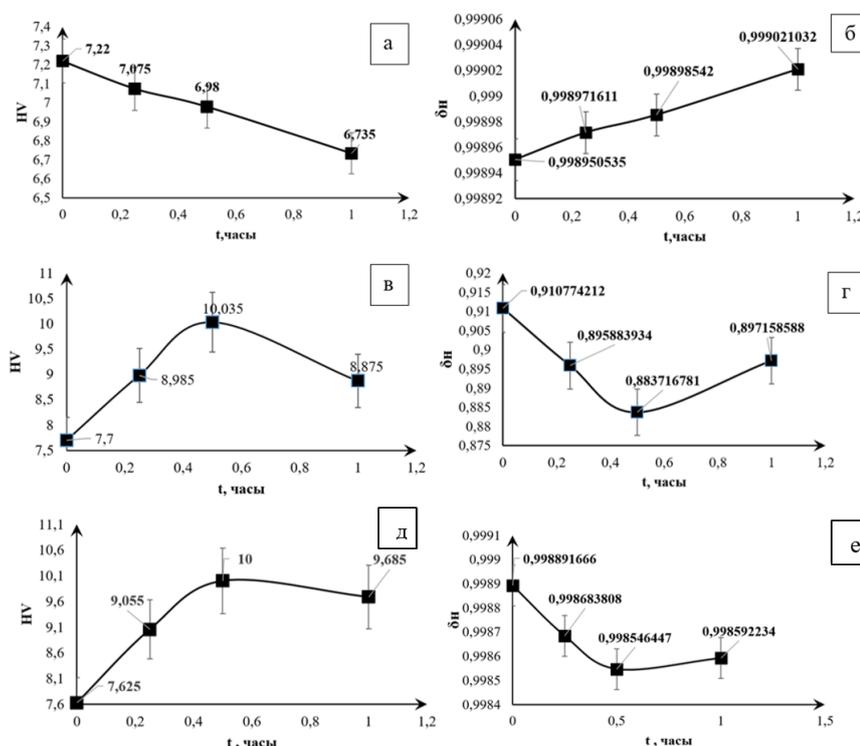


Рисунок 1 - Динамика микротвердости и параметра пластичности свинца при выдержке в магнитном поле с индукцией 0,3 Тл (а,б), 0,4Тл (в,г), 0,5 Тл (д,е).

На рисунке 1 показано, что при выдержке образцов свинца в магнитном поле с индукцией 0,3 Тл происходит монотонное снижение микротвердости (рис.1а) по сравнению с исходным значением (7,22) и повышение параметра пластичности (рис.1б). Наибольшее влияние на снижение значения микротвердости и повышение параметра пластичности оказывает выдержка в магнитном поле в течение часа.

При воздействии на образцы свинца магнитным полем с индукцией 0,4 и 0,5 Тл происходит повышение значения микротвердости по сравнению с исходным (7,7 и 7,625), и снижение параметра пластичности. Характер изменения значений немотонный, при выдержке до 0,5 часа происходит максимальный рост микротвердости (рис.1, в,д) и снижение пластичности (рис.1, г,е) по сравнению с исходными значениями. Далее происходит снижение значений.

Таким образом, обнаружен неоднозначный характер динамики микротвердости (HV) и параметра пластичности (δ_n), при индукции магнитного поля 0,3 Тл происходит снижение микротвердости и повышение параметра пластичности, при индукции 0,4Тл и 0,5Тл наблюдается противоположный характер. Подобный немонотонный характер динамики микротвердости был обнаружен при исследовании динамики микротвердости кристалла NaCl при воздействии магнитного поля [5].

ЛИТЕРАТУРА

1. Gillon P. Uses of intense d.c. magnetic fields in materials processing / Materials Science and Engineering: A. – 2000. - №287. – pp. 146-152.
2. Романтеев Ю.П. Металлургия тяжелых цветных металлов. Свинец. Цинк. Кадмий. - МИСИС - М., 2010. - 374 с.
3. Serebryakova A. A. Dynamics of lead micro-hardness in an external magnetic field with induction up to 0.5 T/ D. V. Zaguliaev, V.V. Shlyarov //Materials in external fields: proceed-ings of the 11th International online symposium on materials in external fields. - 2022. - pp.84-86
4. Мильман Ю.В. Масштабная зависимость твердости и характеристики пластичности, определяемой при индентировании / Ю. В. Мильман // Деформация и разрушение материалов, 2008. – № 8. – С. 3-10.
5. Головин Ю.И. Обратимые и необратимые изменения пластических свойств кристаллов NaCl, вызванные действием магнитного поля / Ю.И.Головин, Р.Б. Моргунов, Д.В. Лопатин и др. //ФТТ. 1998. № 11. С. 2065-2068

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК-МЕТАЛЛОВ ОТ
УМЕРЕННЫХ ДО МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ СТЕПЕНЕЙ**

Черепанов Д.Н., Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А.

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

Теоретические исследования превращений внутренней структуры металлов и сплавов в процессах разнообразных реакций на внешние неразрушающие деформирующие воздействия (механические, электромагнитные, радиационные) привели к выводу о том, что существует конечное, хотя и довольно большое, число топологически различных объёмных распределений деформационных и релаксационных дефектов кристаллического строения в каждом конечном деформируемом элементе сплошной среды. Помимо этого, свойства металлов и сплавов определяются объёмным распределением неразрывно связанных, но различно деформируемых элементов, которые могут различаться не только по структуре, но и по химическому (твёрдые растворы с полной или ограниченной растворимостью, механические смеси, химические соединения) или фазовому составу (сплавы с переменной растворимостью).

Экспериментальные исследования по прямому наблюдению объёмных распределений как внутренних структур деформируемых элементов, так и самих этих элементов, позволило определить, типы наблюдаемых распределений, числовые характеристики этих распределений и некоторые метрические соотношения между измеряемыми параметрами деформационных структур.

Имитационное и атомистическое (с использованием потенциалов атомных взаимодействий) моделирование динамики элементарных процессов в деформируемых элементах среды (объёмная, граничная и дислокационная диффузия, а также дрейф к стокам, химических элементов и точечных дефектов; расширение дислокационных петель и поведение структурных элементов других механизмов пластической деформации) на ЭВМ выявило возможность оценить множество динамических и статических параметров структурных изменений деформируемых элементов. Удалось получить весьма правдоподобное наглядное представление о многих процессах, протекающих в деформируемых элементах.

Несмотря на большое многообразие способов создания современных металлических материалов, очевидно невозможно выявить все возможные достижимые свойства создаваемых этими способами материалов исключительно экспериментальными методами путём вариации их химического состава и методов обработки. Разнообразие реакций материалов на деформирующие воздействия столь велико, по-видимому, до сих пор не выработана их полная классификация.

Материал с нужными эксплуатационными характеристиками может не быть создан по причине невозможности угадать необходимую комбинацию воздействий на ингредиенты, в результате которых получается материал, имеющий ту или иную аномалию свойств, позволяющую использовать новый материал в определённых критических условиях воздействия внешней среды. Поэтому необходимо создание математических моделей для исследования изменения физических свойств возможных новых материалов под влиянием внешних воздействий.

Математическая модель, как правило, является набором соотношений между экспериментально регистрируемыми или теоретически вычисляемыми характеристиками наблюдаемого явления, и должна позволять вести направленный поиск комбинации приёмов создания и последующей обработки материала. Предварительные вычисления и оценки на основе математической модели облегчают поиск направления дальнейшего исследования, а обязательная верификация модели экспериментальными данными выявляет недостатки модели и позволяют эту модель

совершенствовать. Таким образом, главной целью создания математической модели является планирование эксперимента, а вовсе не предсказание величин тех или иных числовых характеристик исследуемого явления. Необходимость математических моделей связана также с исследованием возможности эксплуатации созданных материалов в определённых условиях и с поиском уменьшения издержек, возникающих при промышленном изготовлении материала требуемого объёма или формы.

Современная формулировка концепции: «интенсивность размножения любого продукта деформации (будь это величина, характеризующая количество дефектов определённого типа, выделяемое в процессе деформации тепло, либо величина самой пластической деформации) является следствием суперпозиции процессов генерации (рождения, производства и размножения) продуктов деформации и их релаксации (гибели, аннигиляции и трансформации)» может быть представлена в виде матричных уравнений

$$\begin{cases} \dot{X} = G(X, Y, t) + R(X, Y, t), \\ Y(X, Y, t) = 0. \end{cases}$$

Здесь \dot{X} – матрица, описывающая накопление продуктов деформации с течением времени t ; G и R – матрицы генерации и релаксации продуктов деформации соответственно; Y – матрица, описывающая условия, в которых осуществляется пластическая деформация.

Построение математической модели сводится к нахождению явного вида матриц G , R , Y из рассмотрения физики, механики и динамики микропроцессов, осуществляющих пластическую деформацию.

В качестве элементов матрицы X для чистых металлов можно принять, например, величины, характеризующие дефекты кристаллического строения, такие как плотность дислокаций (ρ_m – сдвигообразующих дислокаций, ρ_d^i, ρ_d^v – дислокаций в динамических дипольных конфигурациях), концентрация точечных дефектов (c_i – межузельных атомов, c_{1v} – моно- и c_{2v} – бивакансий), плотность малоугловых границ разориентировки N_w и плотность границ зёрен N_g .

В представленной работе приведены уравнения кинетики дефектов кристаллического строения, соответствующие строкам матрицы X , позволяющие исследовать изменение числовых характеристик дефектов со временем или степенью пластической деформации.

Следует заметить, что параметры математической модели, зачастую являющиеся факторами (множителями) при скоростях или интенсивностях изменений числовых характеристик дефектов, могут выражаться через физические постоянные материала, геометрические или статистические параметры внутренних субструктур организации дефектов, под действием внешних и внутренних напряжений. Вычисление или оценка таких параметров, само по себе, часто, является результатом отдельного исследования и также может быть результатом создания некоторой математической модели. Таким образом, помимо основной математической модели исследуемого явления, часто необходимо создавать частные модели, относящиеся к исследованию области значений используемых параметров.

В рамках сформулированной модели проведены численные расчеты для меди и никеля до высокой степени сдвиговой пластической деформации, которую целесообразно называть мегапластической деформацией. Аналогичные расчёты можно получить для ГЦК-металлов с высокой энергией дефекта упаковки. Моделирование для металлов с низкой энергией дефекта упаковки требует уточнения уравнений кинетики и параметров модели с целью учёта влияния образования дефектов упаковки на процесс перестроения дислокационных скоплений в малоугловые дислокационные стенки.

Полученные зависимости от сдвиговой деформации для: сопротивления деформированию (кривые упрочнения); среднего размера фрагментов; среднего размера зерен; среднего угла разориентировки; концентраций точечных дефектов; суммарной плотности дислокаций (включая: сдвигообразующие; в динамических дипольных конфигурациях; в малоугловых стенках; геометрически необходимые); избыточной плотности дислокаций, попадают в полосы, образуемые доверительными интервалами для соответствующих экспериментальных данных, т. е. наблюдается хорошее качественное согласие между данными численного и натурального экспериментов. Показано, что существуют наборы параметров модели, которые дают хорошее количественное согласие с экспериментальными данными по числовым характеристикам дефектов и другим измеряемым величинам.

В соответствии с экспериментальными данными, на основании моделирования можно сделать вывод о том, что формирование фрагментированной структуры в ГЦК - материалах происходит при плотности дислокаций около 10^7 мм^{-2} с размером фрагментов около 10^{-3} мм . Плотность дислокаций внутри фрагментов, по крайней мере, на порядок ниже, чем в границах. Разориентировка растёт на первых стадиях деформирования от приблизительно 1° при $a = 0,2$ до 4° при $a \approx 2$ и обусловлена малоугловыми стенками наклона, которые впоследствии заполняя объём деформируемого образца, становятся границами фрагментов. Поскольку на второй стадии деформирования плотность дислокаций растёт линейно с ростом степени деформации, то при малых углах разориентировка также пропорциональна степени деформации, что и наблюдается экспериментально.

Дальнейший рост разориентировки в представленной модели связан с образованием большеугловых границ, которые заполняя объём образца становятся границами зёрен, а сам образец будучи исходно монокристаллом, превращается в поликристалл с уменьшающимся по мере деформирования средним размером зёрен.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Starenchenko V.A., Cherepanov D.N., Selivanikova O.V. Modeling of plastic deformation of crystalline materials on the basis of the concept of hardening and recovery // Russian Physics Journal.- 2014, V. 57, Issue 2, pp. 139-151.
2. Starenchenko V.A., Cherepanov D.N., Solov'eva Y.V., Popov L.E. Generation and accumulation of point defects in FCC single crystals upon plastic strain // Russian Physics Journal.- 2009.- Т. 52, № 4, С. 398-410.
3. Starenchenko V.A., Cherepanov D.N., Selivanikova O.V., Barbakova E.A. Formation of Shear Zone's Defect Structure in F.C.C. Metals // Advanced Materials Research. - 2015, Vol. 1084, pp. 26-29.
4. Черепанов Д.Н., Старенченко В.А., Селиваникова О.В. Генерация межузельных атомов в монокристаллах с ГЦК - структурой // Изв. ВУЗов. Физика. - 2015, том. 58, № 4, с. 16-23.
5. Черепанов Д.Н., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Липатникова Я.Д. Модель превращения и измельчения субструктуры металлических материалов в условиях мегапластической деформации // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума. Под общей редакцией В.В. Рубаника. Витебск, 2019. - С. 414-416.

СВОЙСТВА КЕРАМИКИ ТИТАНАТ БАРИЯ-КАЛЬЦИЯ, ЛЕГИРОВАННОЙ ФЕРРИТОМ НИКЕЛЯ

Лалетин В.М., Поддубная Н.Н., Набздоров И.С.
ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»
210009, Витебск, Беларусь,
e-mail: laletin57@rambler.ru

В настоящее время в промышленности широко используется пьезоэлектрическая керамика на основе цирконата-титаната свинца. Тем не менее, наряду со свинец содержащей керамикой также применяется безсвинцовая керамика на основе титаната бария-кальция $Ba_{0,95}Ca_{0,05}TiO_3$ (ТБК). Одним из недостатков этой керамики является ее высокотемпературный обжиг $1380 - 1400^\circ C$ [1]. Точно такую же температуру обжига имеет титанат бария. Известно, что легирование титаната бария ферритом никеля в количестве $0,05 - 0,1$ мол.% позволяет существенно снизить его температуру спекания до $1200 - 1300^\circ C$ [2,3]. Поскольку пьезоэлектрическая керамика ТБК на 95 мол.% состоит из титаната бария, возникает вопрос, как будут влиять добавки феррита никеля на ее свойства.

Керамику ТБК, легированную ферритом никеля, получали из предварительно синтезированных порошков титаната бария, титаната кальция и феррита никеля. Шихта для синтеза готовилась из расчета 95 мол.% $BaTiO_3$, 5 мол.% $CaTiO_3$ и добавок $NiFe_2O_4$ в количестве $0,05; 0,1; 0,2; 0,3; 0,4$ и $1,0$ мол.%. Феррит никеля синтезировали из окиси никеля (NiO) и окиси железа (Fe_2O_3) при температуре $1100^\circ C$. Титанат бария был получен из окиси титана (TiO_2) и карбоната бария ($BaCO_3$) при температуре $1200^\circ C$. Титанат кальция синтезировали из окиси титана и карбоната кальция (Ca_2CO_3) при температуре $1250^\circ C$. Время синтеза во всех случаях составляло 2 часа. Образцы спекали на воздухе при температурах $1260, 1280$ и $1300^\circ C$. Полученные керамические заготовки подвергались плоскопараллельной шлифовке. Нанесение электродов осуществлялось путем вжигания серебряной пасты при температуре $700^\circ C$ в течение $0,5$ часа. Для измерения электрофизических характеристик использовался прибор Е7-8.

На рисунке 1 приведены результаты влияния состава керамики на плотность образцов, полученных при температуре спекания 1260 и $1300^\circ C$. Характерной особенностью кривых является наличие скачка плотности, когда с увеличением содержания феррита плотность сначала растет, а затем резко падает. Такое аномальное поведение зависимости плотности керамики от добавки феррита указывает на эвтектический характер взаимодействия ТБК и феррита никеля. Повышенная реакционная способность смеси в области небольших добавок феррита ($0,05 \div 0,3$ мол.%), по-видимому, обусловлена увеличением скорости диффузии за счет возникновения внутренних поверхностей при разрыве кристаллитов, вследствие создаваемых новой фазой напряжений [4]. Образование новых кристаллитов приводит к диспергированию активатора спекания на атомном уровне. При этом верхняя граница концентрации активатора определяется степенью растворимости добавки в основной компоненте. С увеличением температуры спекания керамики степень растворимости растет, вследствие чего происходит смещение максимума плотности в область увеличения концентрации феррита. Таким образом, в процессе эвтектического легирования имеет место суммарный эффект твердофазной и эвтектической жидкофазной активации, приводящей к резкому усилению спекаемости системы [5].

Когда же концентрация добавки превышает ее растворимость в основной компоненте – образуется вторая фаза. Это приводит к разрыхлению структуры и резкому снижению плотности. Необходимо отметить, что введение 0,2 мол.% феррита никеля в ТБК позволяет значительно понизить температуру спекания исходного материала. Указанное значение плотности $5,6 \text{ г/см}^3$ для керамики ТБК можно получить только спеканием при температуре $\sim 1380\text{-}1400^\circ\text{C}$ [1].

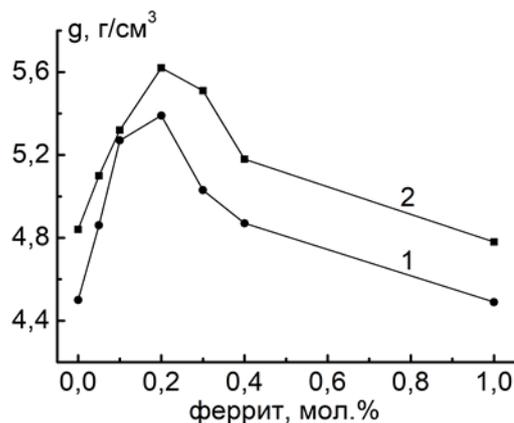


Рисунок 1 – Зависимость плотности керамики от содержания феррита никеля.
1 – температура спекания 1260°C . 2 – температура спекания 1300°C

Указанные закономерности формирования фаз при спекании керамики системы ТБК – феррит никеля подтверждаются при исследовании температурной зависимости диэлектрической проницаемости (рисунок 2). Для керамики с содержанием феррита 0,05; 0,1 и 0,2 мол.% наблюдается увеличение диэлектрической проницаемости и значительное уменьшение температуры Кюри. Последнее происходит вследствие легирования ТБК ионами никеля [6]. Полученные температурные зависимости диэлектрической проницаемости аналогичны зависимости для исходной керамики $\text{Ba}_{0,95}\text{Ca}_{0,05}\text{TiO}_3$. Рост диэлектрической проницаемости объясняется увеличением плотности полученной керамики. Это также подтверждает предположение, что модификация керамики ТБК шпинельной фазой феррита никеля в количестве до 0,2 мол.% является эвтектическим легированием. При концентрациях феррита никеля 0,3 0,4 и 1,0 мол.% наблюдается уменьшение диэлектрической проницаемости в точке Кюри и размытие фазового перехода (рисунок 3а). Это объясняется зарождением фазы феррита никеля, приводящем к созданию дополнительных упругих напряжений, уменьшению плотности керамики и изменению диэлектрических свойств. Результаты исследования влияния температуры спекания керамики на температурную зависимость диэлектрической проницаемости представлены на рисунке 3б. Для керамики, полученной при температуре спекания 1260°C , фазовый переход размыт. Для керамики, полученной при температуре спекания 1300°C , наблюдается острый пик. Это является подтверждением результатов, представленных на рисунке 1. С увеличением температуры спекания керамики степень растворимости феррита никеля в ТБК растет.

Таким образом, при малых добавках (0,05÷0,2 мол.%) феррита никеля в ТБК наблюдается эвтектическое легирование керамики, приводящее к увеличению плотности, повышению диэлектрической проницаемости, уменьшению температуры Кюри и снижению температуры спекания. При добавках феррита никеля свыше 0,2 мол.% в ТБК наблюдается образование двухфазной структуры, сопровождающееся снижением плотности керамики и размытием фазового перехода.

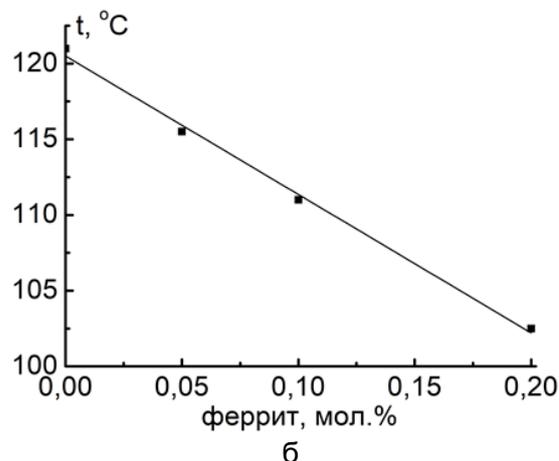
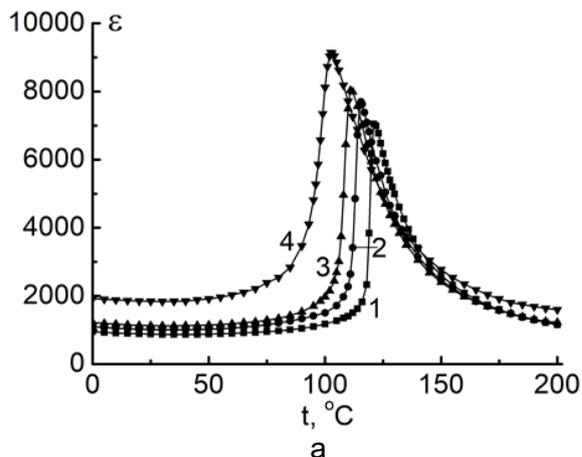


Рисунок 2а – Зависимость диэлектрической проницаемости керамики от температуры. Добавки феррита никеля: 1 – 0 мол.%, 2 – 0,05 мол.%, 3 – 0,1 мол.%, 4 – 0,2 мол.%.
Рисунок 2б – Зависимость температуры Кюри от состава керамики.

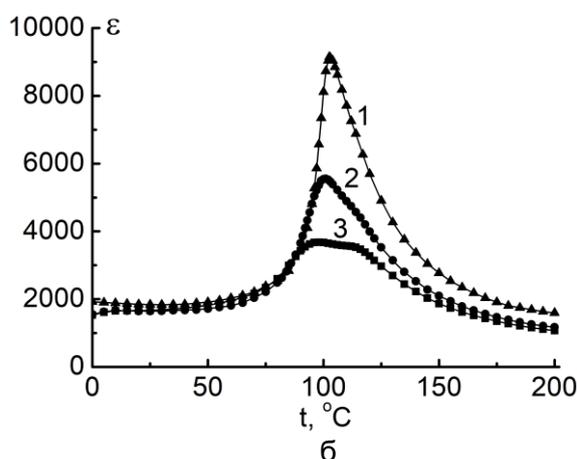
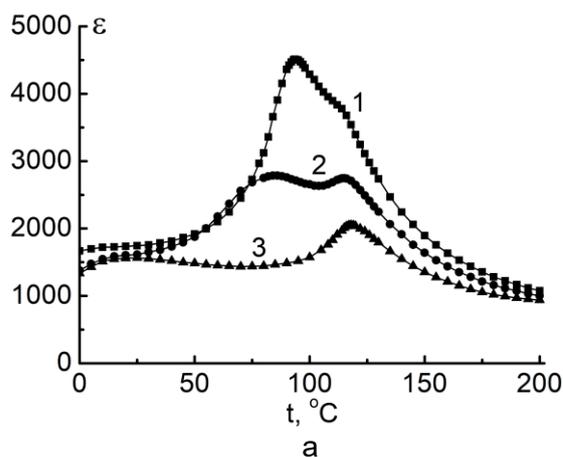


Рисунок 3а – Зависимость диэлектрической проницаемости керамики от температуры. Добавки феррита никеля: 1 – 0,3 мол.%, 2 – 0,4 мол.%, 3 – 1,0 мол.%.
Рисунок 3б – Зависимость диэлектрической проницаемости ТБК, легированного 0,2 мол.% феррита от температуры. Температура спекания керамики: 1 – 1300°C, 2 – 1280°C, 3 – 1260°C.

Работа выполнена при поддержке Белорусского Республиканского фонда фундаментальных исследований (грант № Ф21ВА-006).

ЛИТЕРАТУРА

1. Глозман И.А. Пьезокерамика. – М.: Энергия, 1972. – 288 с.
2. Гелясин А.Е., Лалетин В.М. Свойства керамики титаната бария с добавками феррита никеля. // Изв. АН СССР, сер. Неорг. Мат. – 1988. – Т.24, №12. – С.2067-2069.
3. V.M. Laletin, N.N. Poddubnaya. Properties of Barium titanat with additives of nicel ferrite / IX International Scientific Conference «ACTUAL PROBLEMS OF SOLID STATE PHYSICS» (APSSP-2021). 22-26 ноября 2021. – Sientific-Practical Materials Research Centre of NAS of Belarus, Minsk. P.366-369.
4. Крегер Ф. Химия несовершенных кристаллов. М.: «Мир» 1969. 654 с.
5. Спицын В.И. и др. Рациональное эвтектическое легирование дисперсных систем при спекании. Доклады АН СССР. - 1983. - Т. 273, №1. - С. 153-156.
6. Титанат бария. Под ред. Филиппева В.С. Ростов н/Д: Изд-во Рост. Ун-та, 1971. 209 с.

СИНТЕЗ, ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА КЕРАМИКИ $(0,5\text{BaZr}_{0,2}\text{Ti}_{0,8}\text{O}_3-0,5\text{Ba}_{0,7}\text{Ca}_{0,3}\text{TiO}_3) - \text{NiFe}_{1,9}\text{Co}_{0,02}\text{O}_4$

Лалетин В.М., Поддубная Н.Н.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»

210009, Витебск, Беларусь,

e-mail: laletin57@rambler.ru

Токсичность свинца известна на протяжении многих веков, однако только в последние десятилетия стало понятно влияние хронического воздействия свинца на многочисленные системы организма. Исследования, проведенные на сегодняшний день, не смогли выявить минимального уровня воздействия, не имеющего пагубных последствий для здоровья детей или взрослых. Поэтому перед учеными стоит задача поиска без свинцовых материалов в области создания экологически чистых керамических пьезоэлектриков для применения в сенсорах и преобразователях, ввиду существующей в настоящее время необходимости замены широко используемого в промышленности цирконата-титаната свинца. В последнее десятилетие получен ряд материалов на основе ниобата натрия калия, титаната натрия висмута и титаната-цирконата бария кальция, которые обладают многообещающими свойствами [1,2]. Например - пьезоэлектрический коэффициент d_{33} достигает 600 пКл Н^{-1} , что соизмеримо с пьезомодулем лучших свинец содержащих пьезокерамик. Поэтому представляют актуальность исследования в этом направлении. Целью настоящей работы являлось изучение физических свойств композиционной керамики системы $(0,5\text{BaZr}_{0,2}\text{Ti}_{0,8}\text{O}_3-0,5\text{Ba}_{0,7}\text{Ca}_{0,3}\text{TiO}_3) - \text{NiFe}_{1,9}\text{Co}_{0,02}\text{O}_4$.

Феррит никеля $\text{NiFe}_{1,9}\text{Co}_{0,02}\text{O}_4$ (NF) получен высокотемпературным синтезом порошков NiO , Fe_2O_3 и Co_2O_3 при температуре 1100°C . Порошок на основе цирконата-титаната бария и титаната бария кальция $0,5\text{BaZr}_{0,2}\text{Ti}_{0,8}\text{O}_3-0,5\text{Ba}_{0,7}\text{Ca}_{0,3}\text{TiO}_3$ (BCTZ) получен высокотемпературным синтезом при температуре 1280°C из BaCO_3 , CaCO_3 , ZrO_2 и TiO_2 . На основе полученных порошков были изготовлены объемные композиты системы BCTZ – NF с весовым отношением пьезоэлектрика к ферриту: 90:10; 80:20 и 70:30. Спекание образцов проводилось при температурах 1280, 1300, 1320 и 1340°C в течение двух часов.

Результаты исследования влияния состава керамики и температуры спекания на ее плотность представлены на рисунке 1.

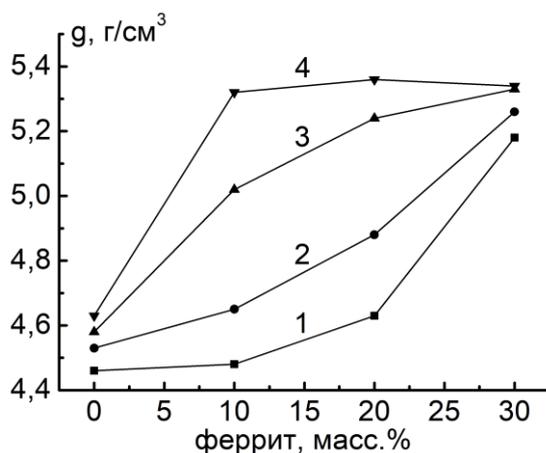


Рисунок 1 - Зависимость плотности композита от содержания феррита, полученного при температурах синтеза 1280°C (1), 1300°C (2), 1320°C (3), 1340°C (4)

Из полученных данных видно, что максимальная плотность достигается при температуре спекания 1340°C . Необходимо отметить, что при данной температуре спекания образцы содержащие 30 масс.% феррита искажают свою форму.

Результаты исследований диэлектрической проницаемости и удельного сопротивления представлены на рисунке 2. С увеличением температуры спекания наблюдается рост диэлектрической проницаемости, что непосредственно связано с ростом плотности композита. Увеличение содержания феррита приводит к уменьшению диэлектрической проницаемости образцов. Это объясняется замещением сегнетоэлектрической фазы, обладающей большей величиной диэлектрической проницаемости, на магнитную фазу с меньшей величиной диэлектрической проницаемости. Такое поведение диэлектрической проницаемости является типичным для композиционной керамики. С ростом температуры спекания и содержания феррита удельное сопротивление композита падает от $\sim 10^{11}$ Ом м до $\sim 10^7$ Ом м. Причем значительное уменьшение удельного сопротивления наблюдается при температурах спекания 1320 и 1340°C. Это объясняется тем, что на сопротивление феррита большое влияние оказывает его температура спекания. С ее ростом сопротивление феррита резко падает.

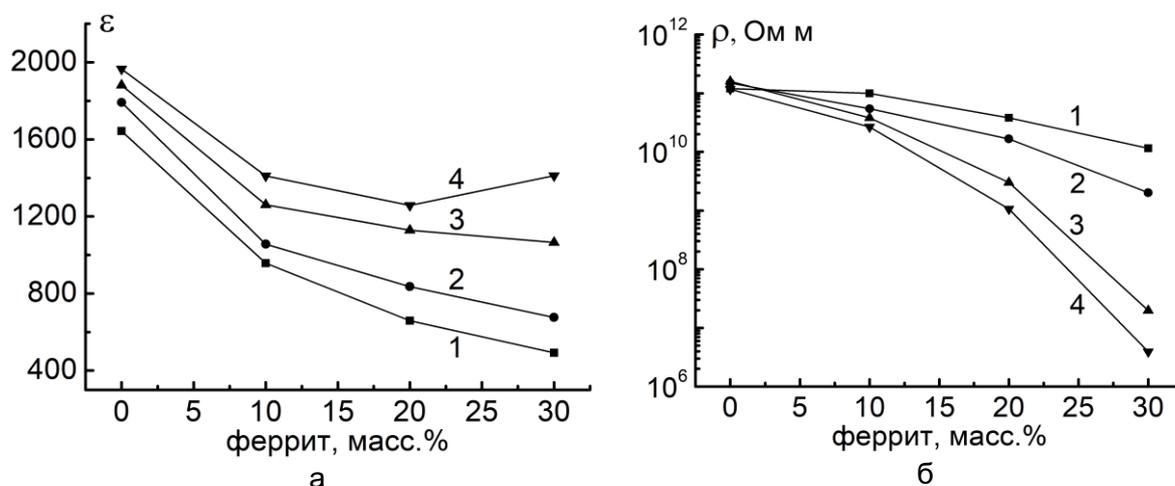


Рисунок 2 - Зависимость диэлектрической проницаемости (а) и удельного сопротивления (б) композита от содержания феррита, полученного при температурах спекания 1280°C (1), 1300°C (2), 1320°C (3), 1340°C (4)

Исследование линейного МЭ эффекта осуществлялось путем измерения напряжения (V), возникающего на образце, при наложении на него переменного ($H_{ac}=1$ Э) и медленно меняющегося (0 – 2500 Э) подмагничивающего поля (H_{dc}). Учитывая толщину образца (h), определяли МЭ коэффициент (α_E):

$$\alpha_E = V/(hH_{ac})$$

Параметром, характеризующим нелинейный МЭ эффект, является напряженность электрического поля E_m , генерируемая в образце в режиме насыщения магнитострикции. Для его измерения использовался метод, основанный на измерении зависимости МЭ сигнала от величины переменного магнитного поля, значение которого менялось от 0 до 2500 Э.

Исследования проведены при двух ориентациях образца. В случае продольного эффекта электрическая поляризация и магнитные поля параллельны друг другу. При поперечном эффекте электрическая поляризация перпендикулярна магнитным полям. В качестве объекта исследований был выбран образец, полученный при температуре спекания 1280°C и содержащий 30 масс.% феррита. Результаты исследований линейного эффекта представлены на рисунке 3а. Установлено, что в случае поперечного эффекта максимальный сигнал смещается в сторону уменьшения подмагничивающего поля, а при продольном эффекте – в сторону увеличения поля подмагничивания. Такое поведение объясняется влиянием размагничивающего поля образца. Максимальные значения МЭ коэффициента при продольном и поперечном

эффектах составили соответственно 39 и 24 мВ/(см Э). Результаты исследований нелинейного эффекта представлены на рисунке 3б. При продольном эффекте МЭ сигнал выходит на насыщение в магнитных полях свыше 2,5 кЭ, в случае поперечного эффекта – в магнитном поле равном ~ 1,5 кЭ. Величина МЭ сигнала составляет 5 и 2 В/мм соответственно.

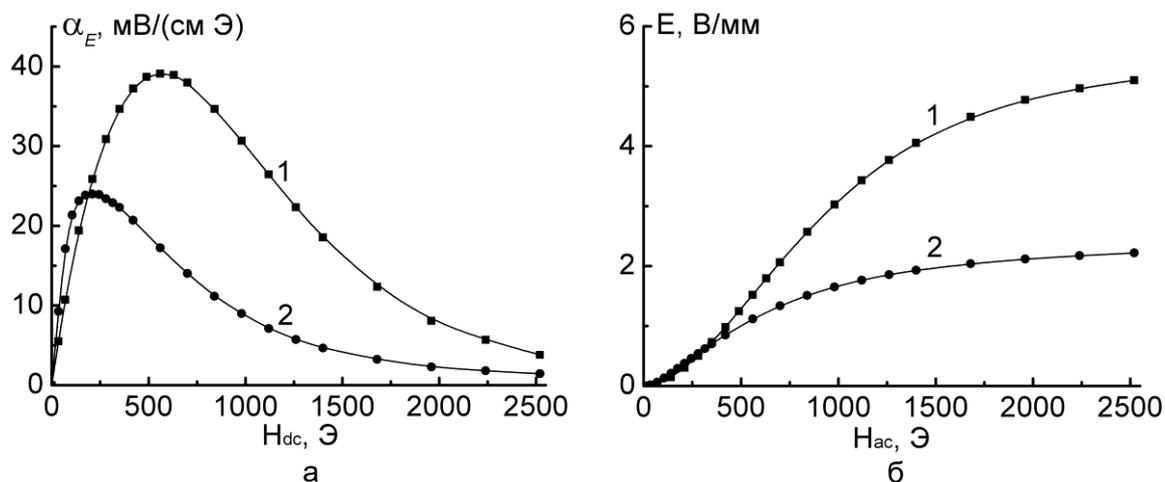


Рисунок 3 - Полевая зависимость линейного (а) и нелинейного (б) МЭ коэффициента при продольном (1) и поперечном (2) МЭ эффекте.

Исследовано влияние температуры спекания и состава композиционной керамики на диэлектрические и МЭ свойства ($0,5BaZr_{0,2}Ti_{0,8}O_3-0,5Ba_{0,7}Ca_{0,3}TiO_3$) – $NiFe_{1,9}Co_{0,02}O_4$. Максимальные МЭ коэффициенты, характеризующие напряженность электрического поля, получены на образце с содержанием магнитной фазы 30 масс.% и составляют 39 мВ/(см Э) для линейного эффекта, 5 В/мм – для нелинейного эффекта. Установлены закономерности изменения диэлектрической проницаемости и удельного сопротивления от температуры спекания и состава композиционной керамики.

Работа выполнена при поддержке Белорусского Республиканского фонда фундаментальных исследований (грант № Ф21ВА-006).

ЛИТЕРАТУРА

1. Jiagang Wu. Perovskite lead-free piezoelectric ceramics. J. Appl. Phys. 127, 190901 (2020); doi: 10.1063/5.0006261.
2. M. Acosta, N. Novak, W. Jo, J. Rodel. Relationship between electromechanical properties and phase diagram in the $Ba(Zr_{0,2}Ti_{0,8})O_3-x(Ba_{0,7}Ca_{0,3})TiO_3$ lead-free piezoceramic. Acta Materialia 80 (2014) P.48-55.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЧНОСТИ АНТИКОРРОЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ АЛЮМИНИЯ И ЦИНКА ДЛЯ РЕМОНТА И ВОССТАНОВЛЕНИЯ АВТОТРАНСПОРТА

Разбаев П.А., Поддубная Н.Н.

ГНУ «Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси»,
Витебск, Беларусь,
prazbaev@bk.ru

В начале 1980-х гг. группой ученых Института теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича Сибирского отделения Российской академии наук (ИТПМ СО РАН) был разработан способ нанесения металлических покрытий при помощи ускорения частиц до сверхзвуковых скоростей. Благодаря приобретенной таким образом кинетической энергии частицы металла при соударении с поверхностью подвергаются пластической деформации, которая сопровождается интенсивным сдвиговым течением материала, что приводит к образованию адгезионно-когезионных связей и обеспечивает хорошее сцепление порошка с поверхностью подложки. Это привело к разработке двух патентов – изобретениям метода и устройства для ускорения металлических частиц газом с высоким давлением при температурах, значительно меньших температуры плавления частиц, для формирования беспористого покрытия с высокой адгезией к подложке [1]. Позже, в 1994 г. патент на этот метод был получен в США [2]. Процесс нанесения покрытий назвали холодным газодинамическим напылением (ХГДН), позволяющим напылять разнообразные материалы – металлы, сплавы, полимеры и их смеси. С тех пор получено множество патентов, но именно эти стали основными.

Одним из направлений метода ХГДН является улучшение характеристик материалов за счет нанесения функциональных покрытий, в том числе для увеличения коррозионной стойкости материала, износостойкости и защиты от механических повреждений. Частным случаем таких покрытий являются коррозионностойкие покрытия на основе цинка и алюминия. Принципиальной особенностью метода является возможность локального ремонта изделий без демонтажа конструкции [3]. Условно не большой уровень температур при напылении минимизирует тепловое воздействие на окружающую атмосферу и подложку, что в свою очередь позволяет избегать образования сквозных пор в покрытии, высокотемпературных напряжений и деформации подложки, позволяя использовать ХГДН для антикоррозионной обработки автомобилей. Целью представленной работы является сравнение прочностных свойств антикоррозионных покрытий цинка и алюминия для применения в авторемонте.

Как известно, антикоррозионными свойствами обладают покрытия с наибольшей, в сравнении с защищаемой поверхностью, химической активностью. Это обуславливает выбор материалов для исследования - алюминий и цинк. Кроме того, оба металла склонны к образованию на поверхности оксидной пленки, позволяя улучшить эксплуатационные свойства кузова. Задача не является новой, однако на появление коррозии на автомобилях возрастом 3 года жалуются около 60% владельцев. В случае с 6-летними машинами уже 90% автовладельцев сталкиваются с данной проблемой. В России для штамповки деталей автомобильных кузовов наиболее часто используется сталь марки 08КП, в состав которой наряду с чистым железом входит карбид железа и различные примеси. Их наличие позволяет повысить прочностные качества кузова, но приводит к коррозионной активности материала. Кузов автомобилей Фольксваген изготавливают из стали St14. Для защиты автомобиля используют оцинковку кузова. Считается, что покрытие цинка, толщиной от 2 до 10 мкм обеспечивает защиту от возникновения и распространения коррозионных поражений [4]. Скорость разрушения активного цинкового слоя в месте повреждения кузова

составляет от 1 до 6 мкм в год. Скорость разрушения стали по данным Шведского института коррозии изменяется от местности эксплуатации и составляет 8 до 30 мкм в год [5]. Зачастую автомобили имеют частичную или неполную оцинковку, что оставляет актуальность методов восстановления и ремонта неизменной.

В работе представлен анализ твердости покрытий из порошков алюминия А-20-11 (алюминий, цинк, корунд) и Z-00-11 (цинк, корунд), нанесенных на стальные подложки. Для испытаний использованы стальные подложки размерами 10x40x1мм марки 08КП мм и 10x40x2мм для Ст3сп. На подложки наносили тонкие и толстые покрытия металлов на установке Димет-404, внешний вид (а) и принципиальная схема (б) которой представлены на рисунке 1. Толщина контролировалась по анализу поперечного шлифа с помощью микроскопа и составляла 80 мкм и 550-600 мкм для тонких и толстых покрытий, соответственно. Для улучшения адгезионных свойств покрытий поверхность подложки предварительно обработана порошком карбида алюминия на той же установке. Напыление тонкого покрытия алюминия проводилось при рабочей температуре 300°C и рабочем давлении воздуха в напылителе 6 кгс/см² (режим 2). Для получения толстого покрытия использованы последовательно режим 2, затем режим 4 (температуре воздуха в напылителе 500°C и рабочем давлении воздуха 8 кгс/см²). Покрытие цинка наносили при рабочей температуре 600°C и рабочем давлении воздуха в напылителе 9 кгс/см² (режим 5).

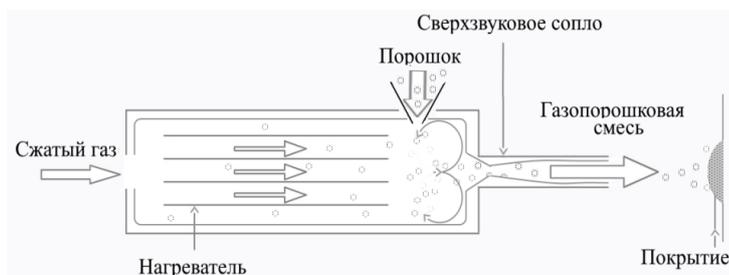


Рисунок 1 – внешний вид (а) и принципиальная схема работы (б) установки газодинамического напыления.

Измерения твердости покрытий проводили методом Виккерса на микротвердометре ПМТ-3М (рисунок 2, таблица 1). Для проведения измерений поверхность шлифовали. Для проведения авторемонтных работ шлифовка не требуется.



Рисунок 2 – Внешний вид микротвердометра ПМТ-3М

Таблица 1 – Результаты исследования микротвердости металлических покрытий.

	Al покрытие			Zn покрытие		
	2 режим		4 режим	3 режим		5 режим
	Тонкое покрытие	Толстое покрытие	Тонкое покрытие	Тонкое покрытие	Толстое покрытие	Тонкое покрытие
Тонкая подложка	33,4	61,8	49,0	54,7	61,0	44,4
Толстая подложка	30,9	48,8	42,7	38,7	54,3	

Установлено что покрытие, полученное из порошков на основе алюминия, имеет меньшую твердость, в сравнение с покрытием на основе цинка. Твердость полученного покрытия зависит от толщины напыленного металла как в случае с алюминием, так и для цинка, и уменьшается с ростом толщины покрытия. Таким образом, для получения антикоррозионной защиты поверхности стали достаточно ограничиться тонким покрытием. Необходимо отметить, что алюминий обладает большей химической активностью в сравнении с цинком, и обеспечит кузову лучшую защиту от окисления. В то же время, нанесение алюминиевых покрытий методом гальванопластики, используемых для получения цинковых покрытий, не применимы. В этом случае технология ХГДН обладает преимуществом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Устройство для нанесения покрытий напылением: пат. 1674585 Рос. Федерация; заявл. 19.10.89; опубл. 15.05.93.
2. Gas dynamic spraying method for applying a coating: pat. US5302414A; filed 19.05.90; publ. 12.04.94.
3. Яснов В.В., Рубаник В.В., Юркевич С.Н., Юдо А.Н. Использование технологии газодинамического нанесения для восстановления деталей // Сборник докладов международной научной конференции «Актуальные проблемы физики твердого тела» 20-23 октября 2009 г. Минск, 2009 г., т.3, стр.196-199.
4. <https://autogener.ru/ocinkovka-kuzova/volkswagen/passat/b7-2011-2013.php>
5. <https://etm.by/klientam/polnyij-otchet-o-korrozii/>

НИЗКОЧАСТОТНЫЙ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ГИБРИДНЫХ СИММЕТРИЧНЫХ СТРУКТУРАХ ОБЪЕМНЫЙ МАГНИТОЭЛЕКТРИК – МАГНИТОСТРИКЦИОННОЕ ПОКРЫТИЕ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ

Поддубная Н.Н., Лалетин В.М.

ГНУ «Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси»,
Витебск, Беларусь,
poddubnaya.n@rambler.ru

В работе представлены результаты экспериментального исследования низкочастотного магнитоэлектрического эффекта при продольной и поперечной ориентации магнитного поля и поляризации в симметричных структурах с гибридным типом связности $2/(0-3)/2$. В качестве фазы 2 использован магнитострикционный металл, имеющий связность в двух направлениях. Металлическое покрытие получено послойным осаждением покрытий Fe и Ni. В качестве фазы 3-0 использован объемный композиционный материал пьезоэлектрик – феррит, где пьезоэлектрик (цирконат-титанат свинца) имеет связность в трех направлениях, а частицы феррита изолированы пьезофазой.

Композит с массовым соотношением компонент 50:50, 60:40 и 70:30 получен из смеси однофазных порошков ЦТС 23 и феррита никеля $NiFe_{1,9}Co_{0,02}O_4$ высокотемпературным спеканием при температуре 1180 - 1200°C. Температура спекания контролировалась с помощью вольтметра В7–34А термопарой платина–платина-родий (10%). Охлаждение печи осуществлялось со скоростью 40-50°C/ч. Спеченные композиты отшлифованы до толщины 0,4 мм с допуском 0,02 мм. Диаметр готовых образцов составлял 8,8 мм. На поверхность образцов наносили никелевые электроды методом химического осаждения. В зависимости от концентрации феррита поляризацию осуществляли при температуре 70 – 100°C во внешнем электрическом поле до 4,0 кВ/мм, приложенном перпендикулярно поверхности в течение полутора часов.

Металлические покрытия получали гальваническим осаждением металлов. Покрытие железа получено из раствора сульфата железа (железо сернокислое – 132 г/л; серная кислота – 3,7 г/л; борная кислота – 31 г/л; pH – 2,8; I – 2 А/дм²). Для покрытия никеля использован раствор сульфамата никеля (сульфамат никеля – 350 г/л, хлористый никель – 14 г/л, борная кислота – 35г/л; сахарин – 0,5 г/л; pH – 3,7; I – 8 А/дм²). Общая толщина покрытий железа составляла 15 мкм, общая толщина никеля - 15 мкм.

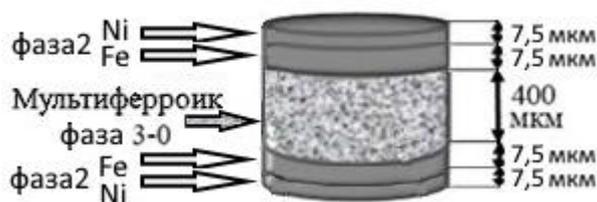


Рисунок 1 – Схематическое изображение гибридной структуры связности $2/3-0/2$

Результаты экспериментальных исследований низкочастотного магнитоэлектрического эффекта в полученных гибридных структурах при поперечной ориентации внешнего магнитного поля к поляризации образца представлены на рисунке 2. Рост магнитоэлектрического коэффициента начинается при значениях внешнего магнитного поля H около 2 кА/м. С увеличением внешнего магнитного поля значения магнитоэлектрического коэффициента возрастают до максимальных величин [55 мВ/А:7,6 кА/м], [95 мВ/А:8,6 кА/м] и [170 мВ/А:8,2 кА/м] в структурах с концентрацией феррита в объемном композите 50, 40 и 30% соответственно.

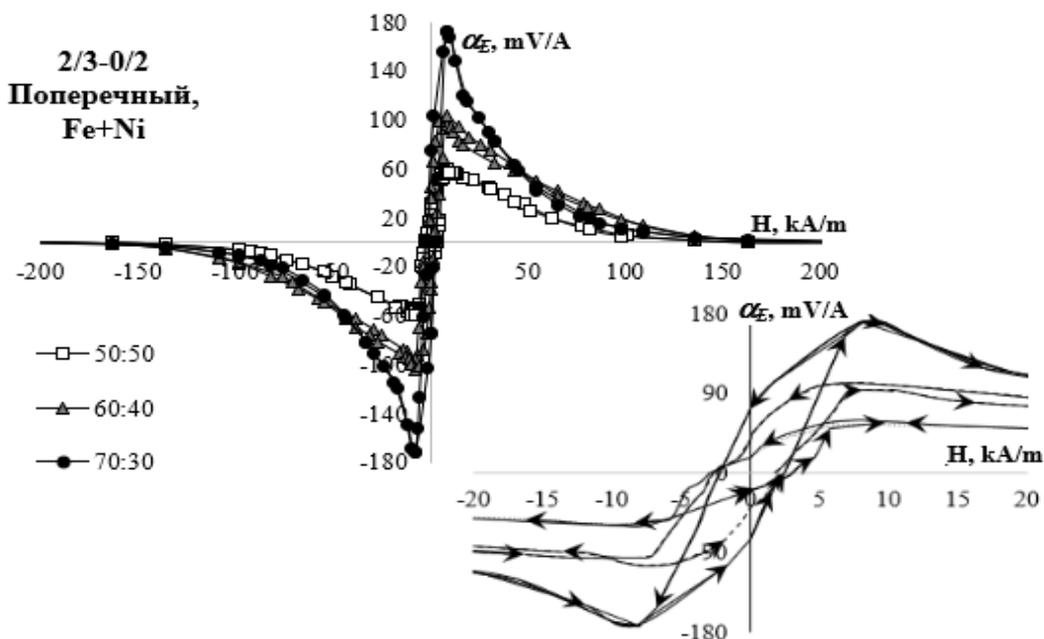


Рисунок 2 – Полевая зависимость магнитоэлектрического коэффициента гибридных структур при поперечной ориентации

Дальнейший рост внешнего поля приводит к уменьшению значений электрической напряженности в образцах и, соответственно, магнитоэлектрического коэффициента до нуля. При уменьшении внешнего магнитного поля электрическая напряженность возрастает, проходит через максимум и уменьшается, сохраняя значение магнитоэлектрического коэффициента 18, 40 и 75 мВ/А в отсутствие магнитного поля, и положительное значение вплоть до значений магнитного поля - 2 кА/м, приложенного в обратном направлении. Далее, с увеличением обратного направления магнитного поля картина повторяется – образцы показывают максимальные значения магнитоэлектрического коэффициента и их снижение с дальнейшим ростом абсолютной величины поля. Сравнение экспериментальных зависимостей поперечного магнитоэлектрического эффекта гибридных структур с данными объемных композитов того же состава [1] показывает смещение максимального магнитоэлектрического коэффициента в область магнитных полей до 10 кА/м в структурах с покрытиями железо–никель. Одновременно происходит перераспределение максимальных значений магнитоэлектрического коэффициента в зависимости от концентрации феррита в композите. Для объемных структур максимальное значение магнитоэлектрического коэффициента наблюдается в структурах состава 50:50 феррит : пьезоэлектрик. В гибридных структурах с покрытием железо–никель максимальный коэффициент наблюдается в структурах с концентрацией феррита 30% в композиционном материале, и минимальный коэффициент – в структуре 50:50. Однако величина эффекта в таких гибридных структурах 2,5 раза выше значений, полученных для объемных композитов.

Результаты исследования низкочастотного магнитоэлектрического эффекта при продольной ориентации внешнего магнитного поля к поляризации образца представлены на рисунке 3. В случае продольной ориентации поляризации образца ко внешнему магнитному полю магнитоэлектрический коэффициент достигает максимального значения в полях 60 – 100 кА/м, что характерно для продольного эффекта. Однако, если смена знака магнитоэлектрического коэффициента происходит при возрастающем абсолютном значении магнитного поля в случае поперечной ориентации, то для продольной ориентации знак меняется в убывающем магнитном поле. В отсутствие внешнего магнитного поля величина магнитоэлектрического коэффициента отлична от нуля, и составляет 5 мВ/А, 6 мВ/А, и 12 мВ/А для

концентрации пьезоэлектрика в объемном композите 50, 60 и 70%. Максимальные значения магнитоэлектрического коэффициента составляют [56 мВ/А; 106 кА/м], [95 мВ/А; 98 кА/м], [162 мВ/А; 63 кА/м] для структур с содержанием феррита 50, 40 и 30%, соответственно.

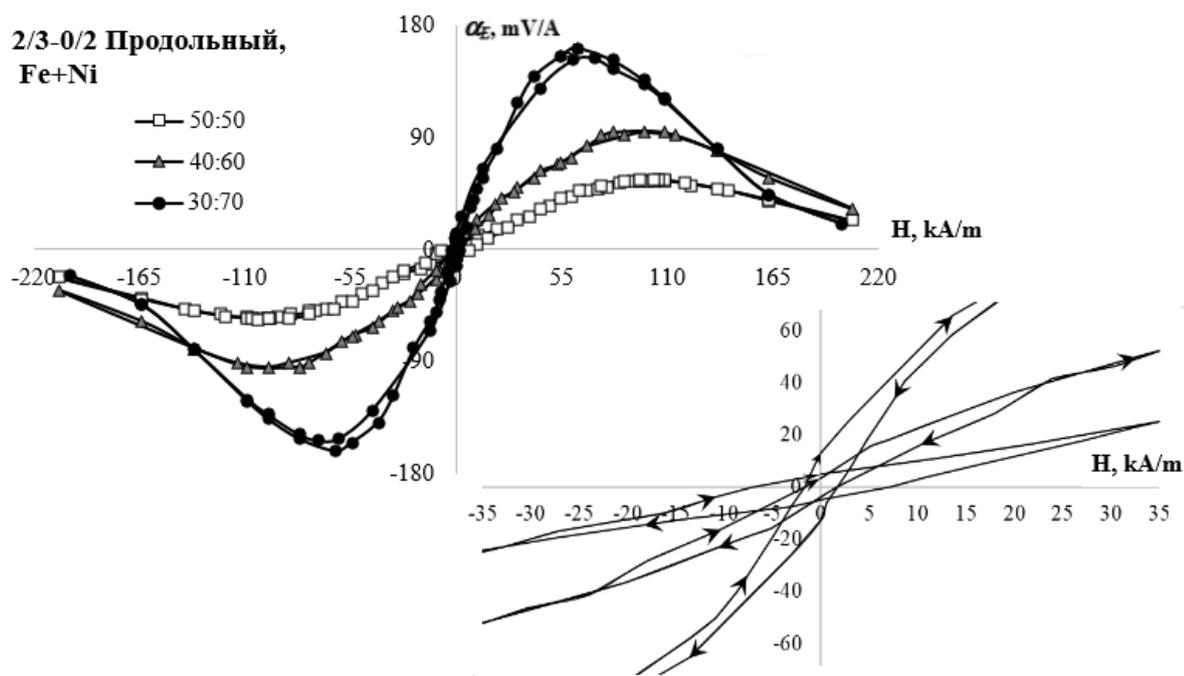


Рисунок 3 – Полевая зависимость магнитоэлектрического коэффициента гибридных структур при продольной ориентации

Как правило, значения продольного эффекта на порядок ниже величины наблюдаемого поперечного эффекта. В исследуемых гибридных структурах максимальные значения магнитоэлектрического коэффициента сравнимы для продольной и поперечной поляризации. Это объясняется взаимным вкладом магнитоэлектрических свойств каждой из компонент структуры. Дело в том, что магнитная проницаемость металлических покрытий связности 2 значительно выше магнитной проницаемости объемного композита связности 3-0. За счет этого в случае продольной ориентации магнитного поля и поляризации образца при переходе из среды с большей магнитной проницаемостью в среду с меньшей магнитной проницаемостью величина магнитной индукции сохраняется, что приводит к росту напряженности магнитного поля, и, следовательно, величина магнитоэлектрического коэффициента сравнима при поперечной и продольной ориентациях. Изменение хода зависимости при смене ориентации поляризации структуры объясняется наличием остаточной намагниченности покрытий, полученных электрохимическим осаждением. В случае поперечной ориентации поляризации ко внешнему магнитному полю, намагниченность пленки, ориентированной в плоскости образца, противодействует росту внешнего поля. При продольной ориентации структуры образец намагничивается под действием внешнего магнитного поля, и для его размагничивания требуется приложить некоторое обратное направленное магнитное поле. Величина поперечного магнитоэлектрического коэффициента в гибридных структурах в несколько раз больше значений, полученных в объемных композитах.

ЛИТЕРАТУРА

1. В.М. Лалетин, Н.Н. Поддубная / Линейный и нелинейный магнитоэлектрический эффект в объемных композитах цирконат-титанат свинца – феррит никеля // Письма в ЖТФ. – 2017. - N 43, Вып. 2. - С.60–67.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РКУП В ОБОЛОЧКЕ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ
ТЕМПЕРАТУРАХ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
СПФ Ti-Ni**

**Карелин Р.Д.^{1,2}, Комаров В.С.^{1,2}, Хмелевская И.Ю.², Андреев В.А.¹,
Юсупов В.С.¹, Прокошкин С.Д.²**

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Россия*

²*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Россия
RDKarelin@gmail.com*

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана являются функциональными материалами, обладающими уникальным комплексом механических и эксплуатационных характеристик. Успешное применение СПФ TiNi в различных областях техники и медицины предполагает рациональное сочетание современных технологий производства и методов управления их функциональными характеристиками, позволяющее наиболее полно реализовать потенциал этих сплавов [1]. Известно, что добиться улучшения комплекса свойств СПФ Ti-Ni можно за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ), а в особенности нанокристаллической (НК), структуры. Эффективным способом получения УМЗ структур является термомеханическая обработка (ТМО), включающая интенсивную пластическую деформацию (ИПД). Наиболее распространенной схемой ИПД, используемой для получения УМЗ в объемных образцах СПФ TiNi является равноканальное угловое прессование (РКУП). В результате проведения исследований возможности применения различных схем РКУП была установлена перспективность его применения в квазинепрерывном режиме (без дополнительных подогревов между проходами). Применение квазинепрерывного РКУП позволяет добиться формирования в СПФ TiNi околэквиатомного состава смешанной НК структуры и заметно улучшить комплекс механических и функциональных свойств, недостижимого при применении РКУП в традиционном режиме. При этом минимальный размер структурных элементов остается на границе нанометрового и субмикроструктурного диапазонов и составляет (103 ± 5) нм, тогда как максимальные значения функциональных свойств в СПФ TiNi могут быть получены при формировании структуры со средним размером 40-80 нм [2].

Один из способов дополнительного измельчения структуры в процессе РКУП может заключаться в значительном снижении температуры деформации. Для обеспечения достаточной технологической пластичности никелида титана при пониженных температурах деформации необходимо изменить напряженно-деформированное состояние заготовки в процессе прессования. Поэтому в данной работе для изучения перспективы дополнительного уменьшения среднего размера структурных элементов СПФ TiNi после РКУП было проведено исследование возможности применения РКУП в специальной оболочке.

Для проведения исследования был выбран сплав Ti-50,0 ат. % Ni, который был произведен «Промышленным центром МАТЭК-СПФ». Перед проведением прессования образцы TiNi подвергали закалке при 750 °С в течение 30 минут с охлаждением в воде. В качестве материала оболочки использовали сталь марки ст.3 и технически чистое железо. РКУП в оболочке из ст.3 проводили при температурах 350, 330 и 20 °С с углом пересечения каналов 120°. РКУП в оболочке из технического чистого железа проводили при температурах 20, 100 и 200 °С с углом пересечения каналов 110 и 120°. Исследование фазового состава полученных образцов проводили на рентгеновском дифрактометре и «ДРОН-3» в $Su_{k\alpha}$ -излучении в интервале углов $2\theta = 35-47^\circ$ при комнатной температуре. Исследование тонкой структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе «JEM-2100». Ускоряющее напряжение

составляло 200 кВ. Калориметрическое исследование проводили на дифференциальном сканирующем калориметре «Mettler Toledo» со скоростью изменения температуры 10 °С/мин в интервале температур от минус 100 до 140 °С. Измерения твердости по Виккерсу проводили при комнатной температуре на твердомере «LECOM 400-A» под нагрузкой 1Н с выдержкой вдавленного индентора 10 с. Растяжение образцов проводили на универсальной испытательной машине «Instron 3382» при комнатной температуре и скорости растяжения 2 мм/мин. Величину обратимой деформации и степень восстановления формы определяли с помощью термомеханического метода при деформации на изгиб с использованием шаблонных дуг.

В результате проведения работы установлена возможность проведения РКУП СПФ Ti-Ni околоравновесного состава методом РКУП с использованием специальной оболочки из технически чистого железа при пониженных температурах деформации. Температура деформации 200 °С, является минимальной с точки зрения получения бездефектной заготовки. Проведение РКУП СПФ TiNi в специальной оболочке при 200 °С с углом пересечения каналов 120° за один проход приводит к формированию полосчатой деформационной структуры с высокой плотностью свободных дислокаций и средним поперечным размером деформационных полос 95±10 нм. Уменьшение диаметра заготовки не приводит к качественному изменению характера формируемой структуры. Исследование механических свойств образцов диаметром 6 и 12 мм, успешно продеформированных при 200 °С, показало заметное повышение прочностных характеристик сплава по сравнению с контрольной обработкой (закалка 750 °С, 30 мин): твердость выросла с 177 ед. HV до 270 и 275 ед. HV, дислокационный предел текучести – с 520 МПа до 1045 и 1150 МПа, предел прочности – с 945 МПа до 1140 и 1200 МПа для диаметров 6 и 12 мм соответственно. Полученные значения превышают максимальные значения прочностных характеристик, полученные ранее после применения квазинепрерывного РКУП без использования оболочки. Применение РКУП в оболочке приводит к заметному увеличению значения полностью обратимой деформации (7,3 %, в сочетании с последеформационным отжигом при температуре 400 °С, 1 ч) по сравнению с КО (2 %). Таким образом, РКУП в оболочке является перспективным способом получения образцов СПФ TiNi с нанокристаллической структурой и улучшенным комплексом свойств. Развитие технологии проведения РКУП в оболочке, связанное с увеличением количества проходов, позволит в дальнейшем добиться формирования более равноосной структуры и обеспечит дополнительное увеличение функциональных характеристик СПФ TiNi.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации (МК-1116.2021.4) и стипендии президента Российской Федерации молодым ученым и аспирантам (СП-419.2022.4).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Komarov V. et al. Deformation Behavior, Structure, and Properties of an Aging Ti-Ni Shape Memory Alloy after Compression Deformation in a Wide Temperature Range //JOM. – 2021. – Т. 73. – №. 2. – С. 620-629.
2. Karelin R. D. et al. Effect of quasi-continuous equal-channel angular pressing on structure and properties of Ti-Ni shape memory alloys //Journal of Materials Engineering and Performance. – 2021. – Т. 30. – №. 4. – С. 3096-3106.

**ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ
ТРИГЛИЦИНСУЛЬФАТА С ПОСЛОЙНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ПРИМЕСИ**

**Толстихина А.Л.¹, Гайнутдинов Р.В.¹, Лашкова А.К.¹, Шут В.Н.², Мозжаров С.Е.³,
Кашевич И.Ф.⁴**

¹*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия*

²*Витебский государственный технологический университет,
Витебск, Беларусь,*

³*Институт технической акустики НАН Беларуси,
Витебск, Беларусь*

⁴*Витебский государственный университет имени П.М. Машерова,
Витебск, Беларусь
kashevich@tut.by*

Свойства кристалла триглицинсульфата (TGS) существенно зависят от вводимых примесей, поэтому до сих пор продолжают работы по изучению влияния на них различных добавок в раствор и условий кристаллизации. В последнее время для управления свойствами сегнетоэлектриков стали применяться методики профильного легирования, которые демонстрируют новые возможности. Контролируемое послойное введение ионов Cr^{3+} во время роста позволило добиться высокой стабильности свойств в сравнении с чистыми и однородными примесными кристаллами. Кристалл с периодической структурой из чередующихся ростовых полос TGS и TGS+Cr с разными показателями преломления можно рассматривать как материал для акустооптических применений. Теоретическое моделирование свойств элементов устройств на основе одноосных сегнетоэлектриков с градиентом состава базируется на знании физических свойств кристалла. Механические свойства относятся к категории важных. Для изучения упругих свойств кристаллов TGS с примесями обычно используют микроидентификацию [1,2].

В данной работе предложена методика исследования локальных упругих свойств в выходящих на поверхность кристалла полосах с неполярной и полярной примесью методами корреляционной электрической атомно-силовой микроскопии и силовой спектроскопии.

Выбор метода атомно-силовой микроскопии (АСМ) был обусловлен малыми размерами полосчатых структур (от 100 до 700 нм) и возможностью независимого контроля размеров ширины переходной области между полосами с экстремумами модуляции примеси методами силовой микроскопии пьезоотклика (СМП) и сканирующей емкостной силовой микроскопии (СЕСМ). Сложность задачи обусловлена техническими трудностями точного позиционирования зонда относительно середины чередующихся полос с примесью и без (максимальная область сканирования большинства АСМ не превышает 100 мкм).

АСМ в режиме спектроскопических измерений активно используется для изучения распределения модуля Юнга по поверхности образцов с нанометровым разрешением. В качестве объектов исследования выступают "мягкие" материалы: полимерные пленки [3] и т.д. Метод атомно-силовой спектроскопии (АСС) основан на измерении зависимости силы взаимодействия между зондом и поверхностью образца от расстояния между ними (силовые кривые), по которым восстанавливается сила взаимодействия для разных глубин его проникновения в образец. Расчет модуля Юнга производится посредством моделирования с использованием различных моделей, в частности модели Герца [4] для сферической, конической и цилиндрической формы острия зонда.

Измерения зависимостей силы от расстояния проводились в контактном режиме АСМ в центре каждой из полос (легированной и чистой), чтобы исключить влияние

возможной диффузии примеси вблизи их границ. Перед измерениями получали исходное топографическое изображение поверхности в прерывисто-контактном режиме, еще свободной от деструкции под воздействием жесткого кантилевера. Затем атомно-силовой микроскоп переключался в контактный режим, и измерялась зависимость силы от расстояния. Для каждой из полос силовые кривые получали в 25 точках поверхности, которые затем усреднялись. Перемещение между точками осуществляли при отсутствии контакта острия кантилевера с поверхностью, чтобы избежать ее разрушения или модификации вследствие жесткого контакта с острием. После измерений силовых кривых в кристаллах получали эталонные силовые кривые на тестовом недеформируемом образце оптически полированного кристалла ниобата лития.

На рисунке 1а приведены усредненные зависимости силы воздействия от перемещения сканера для чистой (кривая 1) и легированной (кривая 2) полосы кристалла TGS-TGS+Cr, а на рисунке 2 -аналогичные данные для полосчатого кристалла TGS с изоморфной примесью L-α-аланина/

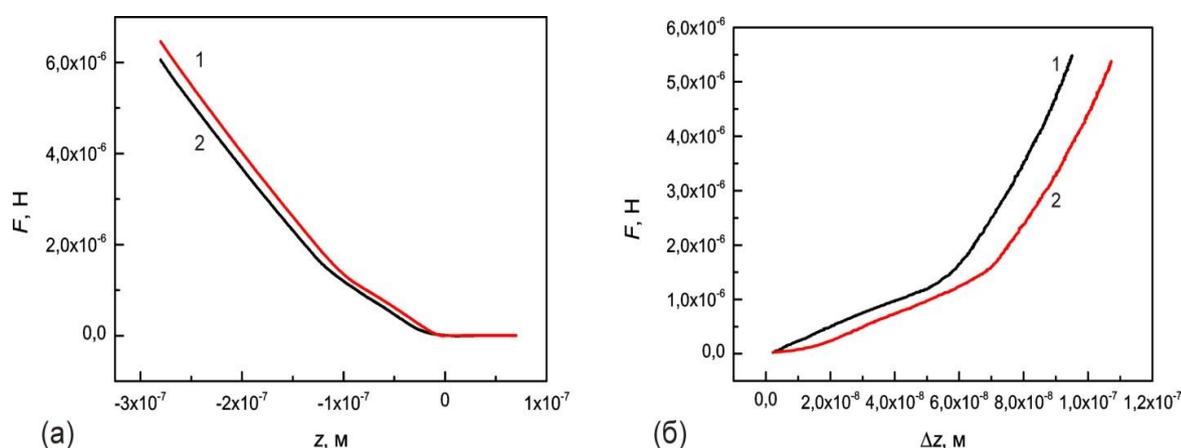


Рисунок 1– Измерение модуля Юнга в образце TGS–TGS+Cr (а) – зависимость силы воздействия острия на поверхность от перемещения пьезосканера для полосы TGS (кривая 1) и TGS + Cr (кривая 2); (б) – зависимость силы, действующей на образец, от глубины проникновения острия под поверхность для полосы TGS (кривая 1) и TGS + Cr (кривая 2)

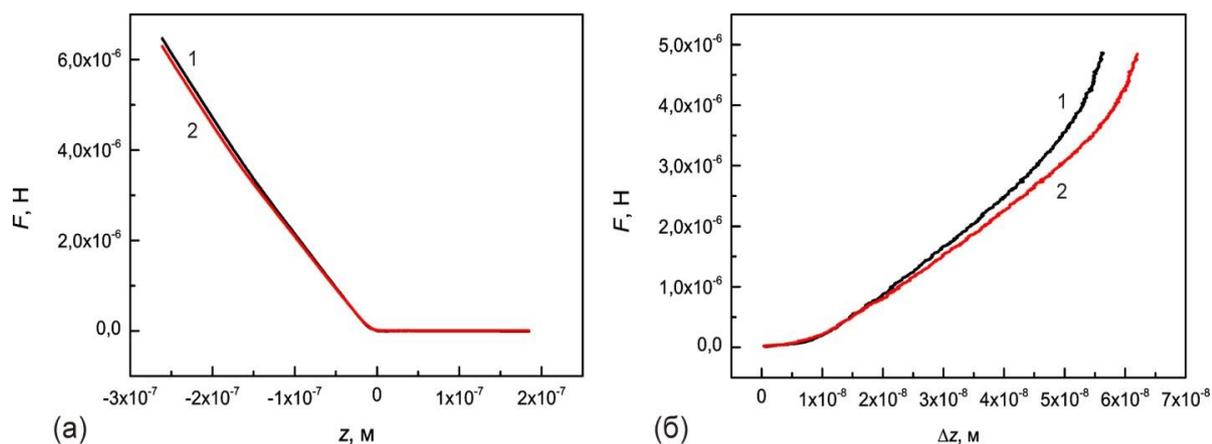


Рисунок 2 – Измерение модуля Юнга в образце TGS–TGS + LATGS: (а) – зависимость силы воздействия острия на поверхность от перемещения пьезосканера для полосы TGS (кривая 1) и полосы TGS + LATGS (кривая 2); (б) – зависимость силы, действующей на образец, от глубины проникновения острия под поверхность для полосы TGS (кривая 1) и полосы TGS + LATGS (кривая 2)

Видно, что для полос с примесью и без наблюдается разница в наклоне измеренных зависимостей. Это указывает на различие механических свойств в полосах TGS+Cr и TGS. Из полученных данных были рассчитаны зависимости силы

воздействия острия кантилевера от глубины проникновения (рис. 1 и 2 б) для каждой из полос. Экспериментальная кривая 1 – соответствует чистой, а кривая 2 – легированной полосе. В качестве реперного образца использовали оптически полированный кристалл ниобата лития. Аппроксимация полученных зависимостей позволила определить модуль Юнга в полосе с примесью и без нее, величина которого составила $E_{\text{леэ}} = 0.96$ ГПа и $E_{\text{чист}} = 1.2$ ГПа соответственно, то есть разница составила 20–25 %. Оценка погрешности измерений - 3 СКО (среднеквадратичное отклонение) не превышает 5 %, что указывает на достоверность данных о различии значений модуля Юнга для чистой полосы и полосы с примесью хрома. Таким образом, даже небольшое содержание примеси Cr^{3+} приводит к существенной разнице механических характеристик в чистых и легированных полосах.

Для полос с изоморфной примесью и без также наблюдается разница в наклоне измеренных зависимостей (рисунок 2), хотя расхождение и меньше, чем в кристаллах TGS + Cr и TGS. Для указанных кристаллов разница исчисляется в 12–14 %. Таким образом, введение примеси $L\text{-}\alpha$ - аланина также приводит к различиям механических характеристик в чистых и легированных полосах.

Таким образом, впервые методом атомно-силовой спектроскопии измерены механические характеристики (модуль Юнга) в чистых и легированных полосах кристаллов с профильным распределением примеси хрома и $L\text{-}\alpha$ - аланина. Установлено, что модуль Юнга в полосах с примесью ниже, чем в чистых, а именно, в полосах с примесью хрома разница составила 20–25 %, тогда как с примесью $L\text{-}\alpha$ - аланина 12–14 %. В "чистых" полосах TGS модуль Юнга в два раза выше для кристаллов TGS–TGS + LATGS по сравнению с кристаллами TGS–TGS + Cr. Это может быть связано с тем, что кристалл с полярной примесью $L\text{-}\alpha$ - аланина испытывает сильные механические напряжения, однако для подтверждения данной гипотезы требуются дополнительные исследования. Итак, профильное введение примеси оказывает влияние не только на доменную структуру, оптические и электрофизические характеристики кристаллов, но и на их механические свойства.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. 10. Chang J.-M., Batra A.K., Lal R.B. Crystal Growth & Design. 2002. V.2. N5. P.431. <https://doi.org/10.1021/cg020018g>.
2. Deepthi P.R., Shanthi J. European International Journal of Science and Technology. 2013. V. 2. No. 9. P.201.
3. Suriano R., Credi C., Levi M., Turri S. Applied Surface Science. 2014. V. 311. P. 558. DOI: 10.1016/j.apsusc.2014.05.108
4. Weisenhorn A.L., Khorsandi M., Kasas S. et al. Nanotechnology. 1993. V. 4, № 2. P. 106.

ПОВЕРХНОСТНЫЕ ЭФФЕКТЫ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ, ИНИЦИИРОВАННЫЕ
НАНОИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ

Пермякова И.Е.¹, Иванов А.А.², Черногорова О.П.³

¹ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,

²НИЯУ «МИФИ»,

³ИМЕТ РАН,

Москва, Россия

inga_perm@mail.ru

Аморфные сплавы (АС) существенно отличаются от кристаллических в связи с неупорядоченной и метастабильной структурой, обеспечивающей необычное сочетание эксплуатационных свойств [1-3]. Среди разнообразия АС быстрозакалённые сплавы на основе Fe широко используются в силовых трансформаторах и магнитных датчиках благодаря превосходным магнитомягким свойствам, выдающейся коррозионной стойкости и сверхвысокой прочности [4, 5]. Наносекундная импульсная лазерная обработка в настоящее время является одним из перспективных способов улучшения характеристик и модификации структуры таких материалов как на поверхности, так и в объёме [6-8].

В качестве объекта исследования выбрана лента АС Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2}, полученная закалкой из расплава, толщиной $h = 25$ мкм. Обработку её поверхности проводили эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером CL-7100 (OptoSystems Ltd., Russia) с длиной волны $\lambda = 248$ нм и длительностью импульса $\tau = 20$ нс. Количество импульсов n варьировалось от 1 до 1000 (с шагом 100), а другие параметры лазерной установки оставались постоянными ($f = 2$ Гц, $E_i = 150$ мДж, $W = 0.6$ Дж/см²). Облученные зоны имели вид круга (рис. 1), поскольку лазерное воздействие АС проводилось через специальную оснастку (диафрагму) с круговыми отверстиями. Морфологию поверхности АС, её рельеф изучали с привлечением оптического микроскопа DM 2500 P (Leica, Germany) и оптического интерференционного профилометра NewView 7300 (Zygo, USA). Механические характеристики, а именно твёрдость H_{it} и критерий упругого восстановления η_{it} ($\eta_{it} = W_{elast}/W_{total}$, где W_{elast} и W_{total} – упругая и полная работа индентирования, соответственно) определяли с помощью динамического ультрамикротвердомера DUH-211S (Shimadzu, Japan) по стандарту ISO14577 с использованием индентора Виккерса при нагрузке 10 мН в режиме нагружение-разгружение со скоростью нагружения 70 мН/с.

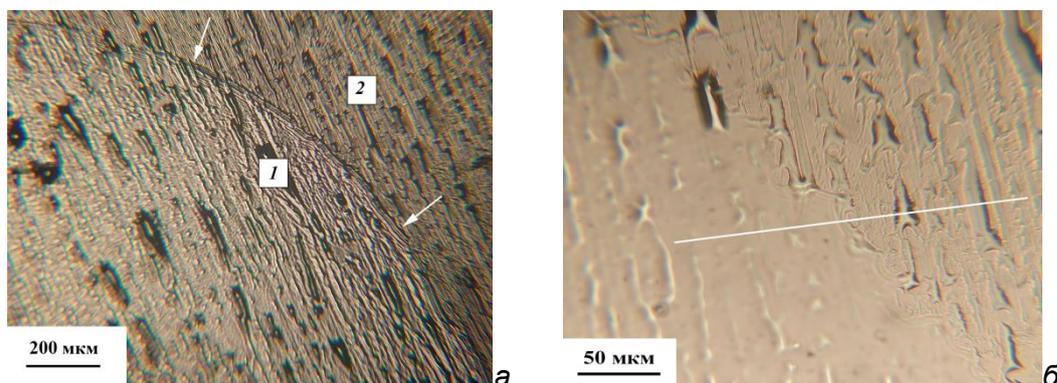


Рисунок 1 - Поверхность ленты АС Fe-Ni-B при импульсном воздействии лазера $n = 100$:
а – стрелками указана граница между круглой зоной, подвергнутой облучению (1), и необработанной (2); б – фото при большем увеличении границы двух зон с отмеченной линией, вдоль которой изучен рельеф

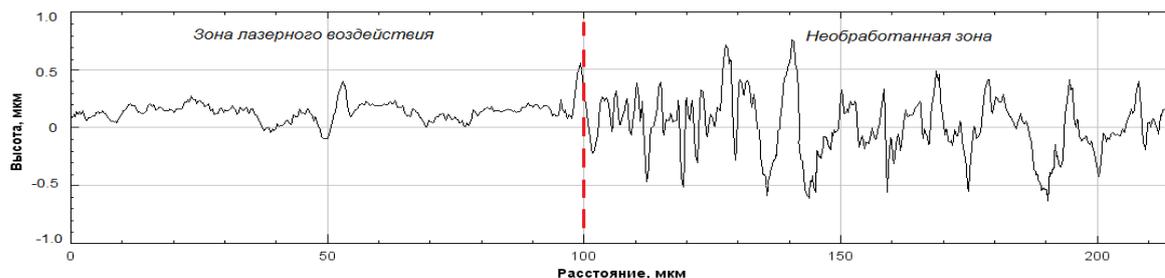


Рисунок 2 - Профилограмма АС вдоль плоскости сечения, указанного линией на рис. 1б

Установлено, что лазерная обработка при небольших дозах облучения ($n < 200$) способствует улучшению качества поверхности АС (рис. 1, рис. 2): снижению её шероховатости, устранению несплошностей и микропор. Кроме того, происходит снятие остаточных напряжений, формируемых при получении ленты АС.

При $n > 300$, на краю зоны лазерной обработки можно наблюдать «складки» (рис. 3). Их образование связано с тем, что при воздействии многочисленных импульсов генерируются ударные волны, которые распространяется вглубь АС, а на поверхности перемещают расплавленные слои, затвердевающие позже. Иными словами, визуализация концентрической круговой ряби – это прямое доказательство волнового движения расплавленного материала по поверхности. По предварительным оценкам скорость волны составляет ~ 0.5 км/с, температуры нагрева при значительном количестве импульсов могут превышать 2000 °С, а скорости затвердевания (охлаждения) – 10^7 - 10^9 °С/с [9].

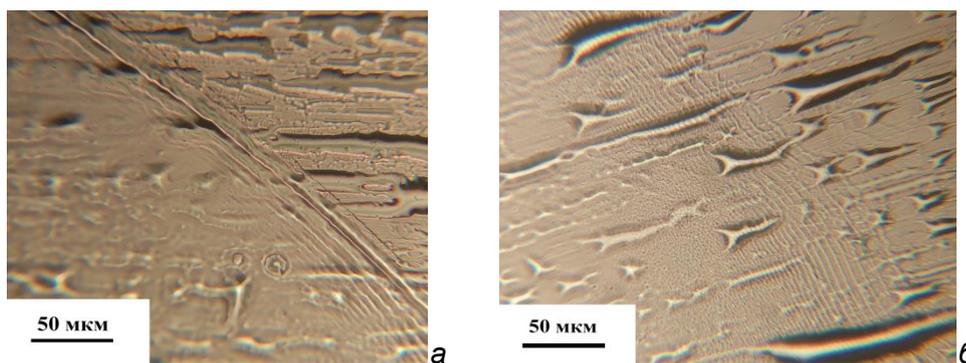


Рисунок 3 - Формирование волн на границе облученной зоны при $n = 500$ (а), $n = 700$ (б)

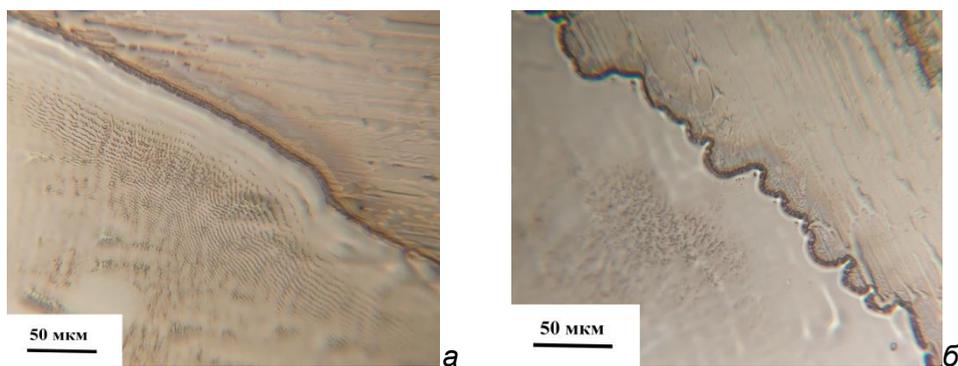


Рисунок 4 - Граница области лазерного облучения АС при $n = 800$ (а), $n = 1000$ (б)

При дальнейшем увеличении импульсов ($n > 700$) происходит наложение складок и формирование уплотненного края области лазерного воздействия (рис. 4а), а при $n > 800$ наблюдаются «пальцеобразная» (рис. 4б) неустойчивость Саффмана-Тейлора в результате сильного взаимодействия между плазменным факелом, вызванным взрывом фазы, и образующимся расплавленным слоем.

Изучено механическое поведение поверхностного слоя АС Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2} после лазерного воздействия (рис. 5). Его твёрдость в диапазоне $0 < n \leq 500$ импульсов эффективно возрастает, достигая максимального значения $H_{it} = 7.9$ ГПа в зоне лазерной обработки, соответствующей середине радиуса круга. При дальнейшем облучении $500 > n \geq 1000$ наступает разупрочнение, т.е. величина H_{it} значительно снижается до 5.4-5.7 ГПа (рис. 5а). Критерий упругого восстановления η_{it} изучаемого материала также, как и H_{it} изменяется немонотонное с ростом n (рис. 5б). Наибольшую упругость ($\eta_{it} = 58\%$) демонстрирует поверхностный слой при $n = 200$ в области $\frac{1}{2}$ радиуса круговой зоны лазерного воздействия. С увеличением степени облучения до 500 импульсов η_{it} варьирует незначительно (в пределах $\pm 1-2\%$) как в середине радиуса, так и в центре зоны, а после $n \geq 500$ параметр η_{it} падает (вплоть до 51% при $n = 1000$). В связи со сложными поверхностными процессами, происходящими на краю зоны лазерного воздействия (возникновение неустойчивостей из-за лазерного термоудара, формирование волнообразного рельефа, наиболее выраженная структурная неоднородность) в поведении критерия упругого восстановления АС отмечаются градиентные колебания при больших дозах облучения. Так, после минимума ($\eta_{it} = 53\%$ при $n = 500$) данный критерий повышается и становится одинаковым со значением η_{it} в середине радиуса круговой зоны ($\eta_{it} = 56\%$ при $n = 800$), а затем вновь падает до 52% при 1000 импульсов (рис. 5б).

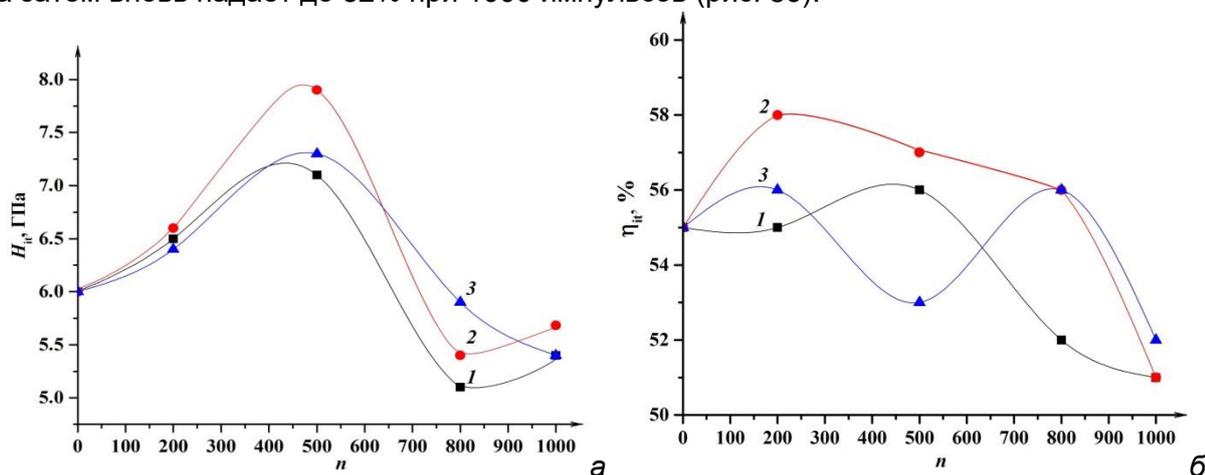


Рисунок 5 - Зависимость нанотвёрдости и критерия упругого восстановления АС от числа импульсов в разных зонах лазерного воздействия: 1 – центр, 2 – середина радиуса, 3 – край.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Inoue A. // Acta Mater. 2000. V. 48. P. 279-306.
2. Глезер А.М., Пермякова И.Е., Громов В.В., Коваленко В.В. Механическое поведение аморфных сплавов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2006. – 416 с.
3. Luborsky F.E. Amorphous Metallic Alloys. – London, Butterworth and Co. Ltd., 1983. – 534 p.
4. Makino A., Kubota T., Chang C.T. et al. // J. Magn. Magn. Mater. 2008. V. 320. P. 2499-2503.
5. Chang T., Kubota T., Makino A. et al. // J. Alloys Compd. 2009. V. 473. P. 368-372.
6. Permyakova I.E. // Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys. 2018. V. 82. P. 1086-1095.
7. Huang H., Jiang M., Yan J. // J. Alloys Compd. 2018. V. 754. P. 215-221.
8. Shelyakov A.V., Sitnikov N.N., Sheyfer D.V. et al. // Smart Mater. Struct. 2015. V. 24. Art. no. 115031. P. 1-7.
9. Permyakova I.E. // Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys. 2020. V. 84. P. 839-843.

ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СПЛАВОВ TiNiHf

Андреев В.А.¹, Карелин Р.Д.^{1,3}, Комаров В.С.^{1,3}, Лайшева Н.В.¹,
Лазаренко Г.Ю.¹, Бондарева С.А.³, Юсупов В.С.¹

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН,
Россия, Москва

²ООО Промышленный центр «МАТЭК-СПФ»,
Россия, Москва

³Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Россия, Москва
andreev.icmateks@gmail.com

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана являются функциональными материалами, активно используемыми для изготовления различных устройств и конструкционных элементов общетехнического и медицинского назначения. Непрерывное технологическое развитие различных отраслей промышленности приводит к необходимости получения новых сплавов с особыми функциональными свойствами. В частности, в настоящее время в ряде отраслей промышленности существует потребность получения сплавов, обладающих высокотемпературным эффектом памяти формы, для создания устройств с возможностью эксплуатации при температурах срабатывания более 120 °С.

Для удовлетворения данной потребности наиболее привлекательными являются сплавы системы TiNiHf. Возможность их широкого практического применения обеспечивается за счет получения требуемых механических и функциональных свойств в сочетании с приемлемой стоимостью.

На сегодняшний день существует большое количество работ, посвященных исследованию сплавов системы TiNiHf. Как и в случае бинарных СПФ TiNi сплавы TiNiHf принято разделять на сплавы с повышенным и пониженным содержанием никеля. Результаты исследований показывают, что сплавы TiNiHf с пониженным содержанием Ni (менее 49,5 ат. %) обладают недостаточной технологической пластичностью из-за выделения большого количества фазы типа (Ti, Hf)₂Ni. Увеличение концентрации Ni приводит к снижению характеристических температур мартенситных превращений, поэтому для получения высокотемпературного состояния в сплаве необходимо также увеличить содержание Hf. Это влечёт за собой удорожание сплава и затрудняет достижение температурного интервала восстановления формы в интервале от 120 до 200 °С. Также в сплавах TiNiHf с высоким содержанием никеля при проведении отжига в интервале температур 400-650 °С развиваются процессы старения. Протекание данных процессов с одной стороны позволяет прецизионно управлять комплексом свойств, а с другой стороны, может значительно повлиять на функциональные характеристики готового устройства при работе в интервале температур протекания процессов старения. Еще одна трудность заключается в достаточно низкой технологической пластичности сплавов TiNiHf.

Выплавка СПФ на основе TiNi из чистых шихтовых компонентов зачастую сопряжена с некоторыми сложностями, такими как, например, повышенная концентрация газовых примесей из-за высокой реакционной способности чистого титана. Для сплавов TiNiHf повышение концентрации газовых примесей, в частности кислорода, является особенно критичным, из-за повышения концентрации охрупчивающих избыточных фаз типа (Ti, Hf)₂Ni в сплавах с повышенной концентрацией Ti и Hf, и HfO₂ в сплавах с повышенной концентрацией Hf и Ni. Поэтому возникает вопрос о возможности применения готовых заготовок бинарного TiNi для выплавки сплавов системы TiNiHf с целью исключения попадания в расплавах большей концентрации газовых примесей вместе с чистым титаном. Применение данной концепции также расширяет возможности повторного использования (рециклинга) бинарных сплавов TiNi.

Исходя из вышеизложенного цель данного исследования заключалась в изучении возможности получения качественных длинномерных заготовок из сплавов системы TiNiHf с пониженным содержанием никеля и гафния, обладающих высокотемпературным эффектом памяти формы в интервале температур 120-200 °С и высокими функциональными свойствами, за счет применения выплавки из шихтовых компонентов в виде прутка никелида титана и гафниевой проволоки повышенной чистоты и различных режимов термомеханической обработки.

Для проведения исследования были выбраны сплавы с содержанием Hf от 4,4 до 14,8 мас.%. Выплавку исходных слитков проводили методом электронно-лучевой плавки в печи мощностью 60 кВт при вакууме 1×10^{-5} в медном-водо-охлаждаемом кристаллизаторе ручьевого типа. Размер слитков после выплавки составлял 11*16*162 мм, масса 102 г. Для получения длинномерных полуфабрикатов диаметром 3,5 мм использовали горячую ротационную ковку. Ковку проводили при температуре 950 °С с относительной степенью деформацией за проход 5-30 %. В результате проведенияковки установлено, что сплавы с содержанием гафния 10,0 и 14,8 мас. % обладают недостаточной технологической пластичностью, что приводит к их преждевременному разрушению и не позволяет получить качественную длинномерную заготовку. Из слитка с содержанием гафния 4,4, мас. % методом ротационнойковки был получен пруток диаметром 3,5 мм и длиной 870 мм

Механические свойства полученных прутков определяли с помощью испытаний на растяжение при комнатной температуре. Температурный интервал восстановления формы (ТИВФ) определяли с использованием термомеханического метода при испытании на изгиб. Испытания проводили для образцов непосредственно после ротационнойковки, а также после применения последеформационного отжига (ПДО) при температуре 550 °С в течение 2 часов с охлаждением в воде для определения механических характеристик и при 1000 °С в течение 1 часа для определения ТИВФ.

В ходе проведения работы установлена возможность получения слитков сплава системы TiNiHf и их последующей термомеханической обработки методом горячей ротационнойковки для получения прутков, обладающих высокими механическими характеристиками и требуемым интервалом восстановления формы. В результате применения термомеханической обработки методом горячей ротационнойковки из слитка с 4,4, мас. % Hf был получен пруток диаметром 3,5 мм и длиной 870 мм, обладающий высокими механическими (дислокационный предел текучести $\sigma_y = 800$ МПа, предел прочности $\sigma_B = 1000$ МПа, относительное удлинение $\delta = 24$ %) и функциональными (максимальная полностью обратимая деформация $\epsilon_r = 5$ %) характеристиками, наряду с требуемыми значениями температуры конца обратного мартенситного превращения $A_k = 125$ °С в состоянии послековки и 155 °С после применения последеформационного отжига при температуре 550 °С в течение 2 ч.

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00715-22-00.

РАСЧЕТ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ УГЛЕРОДНОГО КОМПОЗИТА NiC

Мурзаев Р.Т.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,

г.Уфа, Россия

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. В частности, исследовалось, как влияет температура на структурные размеры композитного материала. При этом варьировались размеры наночастиц никеля, обернутые в чешуйки графена. Исследование проводилось методом молекулярной динамики, температурный интервал составлял от 0 К до 1500К. Исследование проводилось двумя методами. Первый заключался в том, что размер расчетной ячейки был постоянным и оценивалось изменение давления. Второй метод, заключался в том, что на стенках ячейки удерживалось постоянное нулевое давление и отслеживались изменения расчетной ячейки.

Исследования показали, что при исследовании первым методом наблюдается рост давления, и при втором методе наблюдается увеличение размера расчетной ячейки. В обоих случаях степень увеличения зависит от размера наночастиц никеля, обернутых чешуйками графена.

ЛИТЕРАТУРА

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.

РАЗРАБОТКА ГРУППЫ ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННЫХ АУСФЕРРИТНЫХ (БЕЙНИТНЫХ) ЧУГУНОВ

Покровский А.И., Ласковнев А.П.
Физико-технический институт НАН Беларуси
Минск, Беларусь
art@phti.by

Во всем мире наблюдается рост применения в машиностроении наиболее высококачественных и высокопрочных марок чугунов. Их основным отличием от традиционных является модифицированная структура: наличие сферических включений графита. Еще в большей мере повышенные характеристики обеспечиваются формированием металлической матрицы не классической (феррито-перлитной смеси), а в виде сочетания бейнита и остаточного аустенита. По западной терминологии этот класс чугунов называют Austempering Ductile Iron (ADI) – высокопрочный чугун с шаровидным графитом, закаленный на бейнитную структуру, в России используют старую терминологию «бейнитный» чугун [1]. В Беларуси одним из родоначальников в этого направления являлась Л.Р.Дудецкая [2, 3].

Неизбежной «платой» за повышение характеристики ADI чугунов является дополнительное легирование и сложная термическая обработка с многочасовой изотермической выдержкой. Для увеличения прокаливаемости и стабилизации аустенита обычно используется классическая триада легирующих элементов: никель, медь, молибден. Мировые цены на эти металлы показывает устойчивый рост (рис. 1), а в моменты финансовых потрясений достигают пиковых значений (рис. 2).

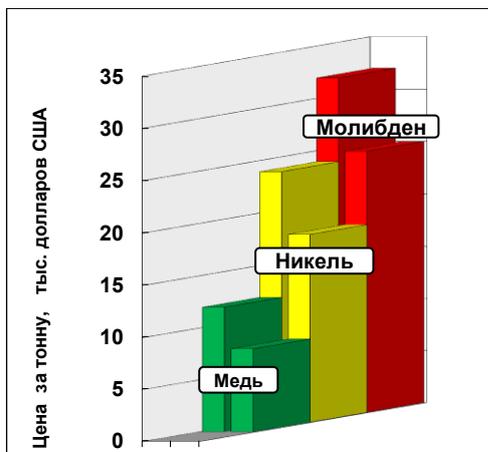


Рисунок 1 - Диаграмма среднегодовых цен на молибден, никель, медь в 2020г. (на переднем плане) и в 2021г. (на заднем плане)



Рисунок 2 - Динамика мировых цен на никель с 2020г. по настоящее время (данные лондонской биржи)

На сегодня наиболее употребляемый интервал легирования ADI - чугуна следующий (масс.%): 3,2-3,8 C, 2,0-2,4 Si, 0,2-0,5 Mn, 0,8-2,5 Ni, 0,5-1,5 Cu, 0,2-0,8 Mo. Таким образом, содержание наиболее дорогих легирующих (Mo, Ni, Cu) достигает 5%. Причем, если снижать содержание ключевых элементов, то в случае реализации классической технологии (литье + изотермическая закалка) - неизбежны потери в свойствах.

Цель работы - разработка концепции экономного легирования ADI чугунов. Она заключается в снижении содержания наиболее дорогих элементов (молибдена, никеля и меди), использовании микролегирования. В качестве дополнительного высокоэнергетического воздействия мы использовали воздействие горячей пластической деформации на отлитую заготовку.

Обработка давлением, наряду с приданием изделию необходимой формы, оказывает существенное влияние на кинетику структурно-фазовых превращений. Показано, что пластическая деформация действует аналогично легированию Mo и Ni, сдвигая S-образную кривую вправо, следовательно, аусферритную структуру можно получить при меньшей скорости охлаждения.

Доказан факт существенного смещения S-образных кривых изотермического превращения аустенита вправо в высокопрочном чугуна, подвергнутом деформации. Это привело к сокращению продолжительности изотермической выдержки в 1,5 - 2,5 раза, с соответствующей экономией электроэнергии.

Микроструктурно доказана возможность получения бейнитной структуры в ковком чугуна непосредственно после деформации. Это в принципе исключает использование технологии изотермической закалки и применения экологически небезопасных соляных и селитровых ванн.

Предложено несколько групп экономно-легированных чугунов: 1) с умеренно пониженным содержанием Mo, Ni, Cu; 2) полностью без-молибденовый; 3) низконикелевый и низко-молибденовый с повышенным содержанием меди. Пониженное содержание основной «триады» легирующих элементов компенсировано микродобавками стронция, бора, ниобия, добавками мишметалла. Новизна предложенных технических решений защищена четырьмя патентами [4-7].

Механические свойства при таком легировании и использовании пластической деформации составляют предел прочности 1100-1500 МПа, относительное удлинение – 2-4% (нижний бейнит), предел прочности 800-1100 МПа, относительное удлинение – 4-7% (верхний бейнит).

Работа выполнена в рамках ГПНИ «Металлургия» (2016-2020гг), задание № 2.01, № г.р. 20210411.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Покровский, А.И. Перспективы использования аустенито-бейнитного чугуна (ADI) в Беларуси / А.И. Покровский // Инженер-механик. – 2016. – № 4 (73). – С. 16-29.
2. Использование высокопрочного бейнитного чугуна для изготовления зубчатых колес. / Покровский А.И. Дудецкая Л.Р. // Литье и металлургия. 2015, № 2 (79), с.126-134.
3. Покровский, А.И. Бейнитный чугун или стальной прокат: границы возможностей при изготовлении ответственных изделий / А.И. Покровский, А.П. Ласковнев, Л.Р. Дудецкая // Инженер-механик. – 2016. – № 1 (70). – С. 9-21.
4. Бейнитный чугун: патент (изобретение) 22823 Респ. Беларусь, МПК (2006.01) С 22С 37/10 / А.И. Покровский А.И.; - № а 20180359; заявл. 24.07.2018; опубл. 30.12.2019. // Афіц. бюлл. / НЦІУ. – 2019. - № 6. – С. 98.
5. Бейнитный чугун: патент (изобретение) 23331 Респ. Беларусь, МПК (2006.01) С 22С 37/10 / А.И. Покровский А.И.; - № а 20190368; заявл. 24.07.2018, опубл. 28.02.2021 // Афіц. бюлл. / НЦІУ. – 2021. - № 1. – С. 57.
6. Аусферритный чугун: патент (изобретение) 23389 Респ. Беларусь, МПК (2006.01) С 22С 37/10 / А.И. Покровский А.И.; - № а 20200022; заявл. 27.01.2020, опубл. 30.04.2021 // Афіц. бюлл. / НЦІУ. – 2021. - № 2. – С. 50.
7. Аусферритный чугун: патент (изобретение) 23393 Респ. Беларусь, МПК (2006.01) С 22С 37/10 / А.И. Покровский А.И.; - № а 20200023; заявл. 27.01.2020, опубл. 30.04.2021 // Афіц. бюлл. / НЦІУ. – 2021. - № 2. – С. 50.

**ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И
МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА МА14 ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ВОЗДУХЕ
ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ВЫДЕРЖКИ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ**

Полуянов В.А.¹, Мерсон Е.Д.¹, Мягих П.Н.¹, Мерсон Д.Л.¹, Виноградов А.Ю.²

¹ *НИИ прогрессивных технологий, ТГУ,
Тольятти, Россия,*

² *Норвежский технологический университет,
г. Тронхейм, Норвегия*

E-mail: vitaliy.poluyanov@gmail.com

Как известно, возрастающая, в последнее время, популярность деформируемых магниевых сплавов обусловлена их высокими физико-механическими свойствами, что делает их перспективными для использования в различных отраслях промышленности. Вместе с тем, низкая стойкость таких материалов к коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН) существенно ограничивает их спектр применимости. Для борьбы с этим явлением необходимо глубокое понимание механизмов ускоренного разрушения, а также ключевых факторов, способствующих этому процессу при одновременном воздействии внешних напряжений и агрессивной среды, однако на данный момент в мировом научном сообществе это понимание не достигнуто. Согласно наиболее популярной в литературе теории, в основе КРН магниевых сплавов лежит воздействие диффузионно-подвижного водорода, который проникает в металл в результате протекания коррозионных процессов на его поверхности и приводит к зарождению и ускоренному распространению трещин, аналогично эффекту водородной хрупкости сталей, однако достоверные экспериментальные подтверждения протекания данного эффекта в магниевых сплавах на данный момент отсутствуют [1,2]. Из литературы известно, что характерной закономерностью водородной хрупкости является то, что этот эффект усиливается с уменьшением скорости деформации. В связи с этим целью настоящей работы оценить влияние скорости деформации на механические свойства и механизм разрушения сплава МА14 при испытаниях на воздухе после предварительной выдержки в коррозионной среде, в процессе которой, предположительно, должно происходить насыщение материала водородом. Кроме того, поскольку ранее нами было установлено [3], что существенное влияние на механические свойства магниевых сплавов оказывают наличие и характеристики слоя продуктов коррозии в данной работе были исследованы образцы, с поверхности которых после выдержки в агрессивном растворе удалялись продукты коррозии.

Для проведения исследования в данной работе использовался промышленный сплав МА14 в экструдированном состоянии. Для проведения механических испытаний были изготовлены цилиндрические образцы с размером рабочей части 30×6 мм, при этом испытания проводились по схеме одноосного растяжения при различных скоростях деформации: $5 \cdot 10^{-4}$ (1 мм/мин), $5 \cdot 10^{-5}$ (0,1 мм/мин), $5 \cdot 10^{-6}$ (0,01 мм/мин) с⁻¹. Испытания проводились на образцах в различных состояниях: 1) в исходном состоянии, 2) после выдержки в коррозионной среде, 3) после выдержки в коррозионной среде и последующего удаления продуктов коррозии. В качестве коррозионной среды использовался водный раствор состава 4% NaCl + 4% K₂Cr₂O₇, а длительность предварительной выдержки составляла 1,5 ч. Удаление продуктов коррозии проводилось путем выдержки образцов в водном растворе 20% CrO₃ + 1% AgNO₃. Анализ поверхности разрушения проводился с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) SIGMA фирмы Carl Zeiss.

Результаты механических испытаний показали, что образцы сплава МА14, которые перед испытанием на воздухе не подвергались воздействию коррозионной среды, показывают существенное снижение деформации до разрушения, а также увеличение предела прочности с увеличением скорости деформации (Рис. 1а). Кроме

того, видно, что пластичность образцов, испытанных на воздухе после предварительной выдержки в коррозионной среде, существенно снижается по сравнению с показателями исходных образцов при одинаковой скорости деформации, при этом, примечательно, что значения деформации до разрушения предварительно выдержанных в коррозионной среде образцов увеличиваются с увеличением скорости деформации. Таким образом, предварительно выдержанные в агрессивной среде образцы показывают обратную зависимость пластичности от скорости деформации по сравнению с результатами испытаний образцов в исходном состоянии, при этом потеря пластичности (разность абсолютных значений деформации до разрушения) сплава МА14 после предварительной выдержки в среде с увеличением скорости деформации уменьшается и при скорости перемещения траверсы 1 мм/мин значения деформации до разрушения предварительно выдержанных в среде и исходных образцов близки. Согласно результатам, представленным на рисунке 1б, предварительная выдержка образцов сплава МА14 приводит также к снижению предела прочности, при этом зависимость предела прочности от скорости деформации предварительно выдержанных в среде образцов аналогична такой зависимости образцов в исходном состоянии.

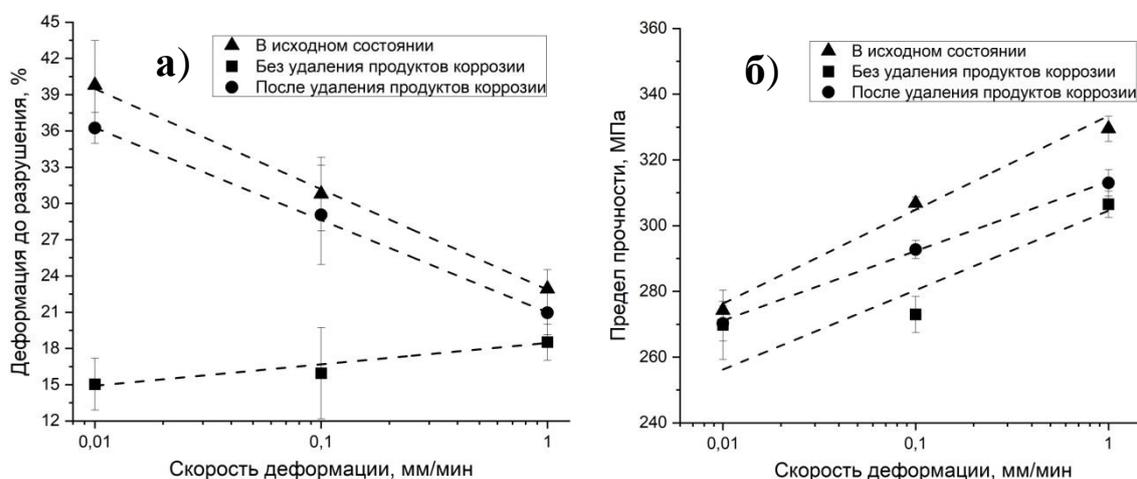


Рисунок 1. Зависимость деформации до разрушения (а) и предела прочности (б) от скорости деформации образцов, испытанных после предварительной выдержки в коррозионной среде до и после удаления продуктов коррозии

В соответствии с результатами наших предыдущих исследований, удаление продуктов коррозии с поверхности предварительно выдержанных в коррозионной среде образцов приводит к восстановлению механических свойств, что также демонстрируется на диаграммах, приведенных на рисунке 1, при этом видно, что значения пластичности предварительно выдержанных образцов с удаленными продуктами коррозии несколько ниже по сравнению с исходными образцами, что, может быть связано с наличием коррозионных повреждений на поверхности таких образцов. Кроме того, наиболее важной особенностью является то, что зависимость деформации до разрушения образцов, испытанных после предварительной выдержки в коррозионной среде и удаления продуктов коррозии от скорости деформации является такой же, какую показывают образцы в исходном состоянии, не взаимодействовавшие с агрессивной средой. Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что удаление продуктов коррозии с поверхности, предварительно выдержанных в коррозионной среде образцов полностью деактивирует механизм, охрупчивающий магниевые сплавы, во всем диапазоне исследуемых скоростей деформации.

В результате фрактографического анализа было установлено, что образцы, не взаимодействовавшие с коррозионной средой, показывают вязкий характер разрушения, о чем свидетельствует ямочный рельеф поверхности излома, причем их площадь поперечного сечения поверхности разрушения уменьшается со снижением

скорости деформации, что согласуется с результатами механических испытаний. При этом образцы, предварительно выдержанные в коррозионной среде после испытания на воздухе, на поверхности разрушения имеют кольцевую зону с морфологией хрупкого разрушения в периферийной области вдоль боковой поверхности рабочей части образца, площадь которой уменьшается с увеличением скорости деформации. Центральная часть изломов, при этом, вязкая, полностью повторяет морфологию изломов образцов, испытанных в исходном состоянии. Вместе с тем, на поверхности разрушения, в непосредственной близости к боковой поверхности образцов были обнаружены области, покрытые продуктами коррозии, площадь которых уменьшалась с увеличением скорости деформации.

Показанная зависимость деформации до разрушения образцов предварительно выдержанных в коррозионной среде от скорости деформации действительно типична для металлических материалов, охрупченных водородом, однако тот факт, что после удаления продуктов коррозии с поверхности образцов наблюдается восстановление механических свойств, а данная зависимость, при этом, полностью изменяет свой характер, позволяет исключить теорию о ключевой роли диффузионно-подвижного водорода в механизме охрупчивания сплава МА14 в исследуемых условиях.

На основании результатов, полученных в данной работе можно предположить, что основным охрупчивающим агентом является коррозионная среда, которая может оставаться в жидком виде как на границе раздела металл-слой продуктов коррозии, так и в несплошностях коррозионного слоя после предварительной выдержки в агрессивном растворе, о чем свидетельствует наличие области, покрытой продуктами коррозии на поверхности разрушения образцов, испытанных на воздухе после предварительной выдержки в коррозионной среде. При этом остаточное снижение прочности и пластичности, вероятно, вызвано необратимыми коррозионными повреждениями поверхности образцов, выступающими в роли концентраторов напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФ (проект 18-19-00592).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Atrens A. et al. Stress corrosion cracking (SCC) of magnesium alloys // Stress Corrosion Cracking. Elsevier. Vol. 13. pp. 341–380. (2011).
2. Kappes M., Iannuzzi M., Carranza R.M. Hydrogen Embrittlement of Magnesium and Magnesium Alloys: A Review // J. Electrochem. Soc. Vol. 160. pp. 168–178. (2013).
3. E. Merson, V. Poluyanov, P. Myagkikh, D. Merson, A. Vinogradov, Inhibiting stress corrosion cracking by removing corrosion products from the Mg-Zn-Zr alloy pre-exposed to corrosion solutions, Acta Mater. 205 (2021) 116570. doi:10.1016/j.actamat.2020.116570.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ИНТЕРВАЛЕ
ТЕМПЕРАТУР ДИНАМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА
НИКЕЛИДА ТИТАНА**

**Комаров В.С.^{1,2}, Карелин Р.Д.^{1,2}, Черкасов В.В.², Хмелевская И.Ю.²,
Юсупов В.С.¹, Прокошкин С.Д.²**

¹ *Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН,
Россия*

² *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Россия
vickomarov@gmail.com*

В настоящее время задачи развития технологий получения и управления комплексом свойств сплавов с памятью формы (СПФ) на основе TiNi являются особенно актуальными, ввиду активного использования данного материала в медицине и технике [1,2].

Термомеханическая обработка (ТМО) позволяет эффективно воздействовать на структуру и управлять свойствами СПФ TiNi [1-4]. Ранее было установлено, что деформация в температурном интервале от 300 до 600 °С приводит к формированию динамически полигонизованной структуры для которой характерен повышенный комплекс функциональных свойств [1]. Однако в температурном интервале от 300 до 500 °С реализуются процессы старения [5], которые необходимо учитывать при разработке получения СПФ TiNi и изделий из них.

Целью данной работы являлось установление закономерностей влияния процессов динамического и статического деформационного старения на свойства сплава никелида титана. В данной работе объектом исследования являлся сплав заэквиаомного по никелю никелида титана деформированный сжатием в температурном интервале от 300 до 500 °С. Образцы, после деформации в изотермических условиях, закаляли в воде. Последеформационный отжиг (ПДО) в данной работе был проведен при температуре 430 °С в течение 1 часа. Данная температура ПДО приводит к наиболее интенсивному протеканию процессов статического старения и выделению метастабильной фазы Ti_3Ni_4 . Методами оптической микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследованы структура и фазовый состав сплава. Механические свойства были оценены путём измерения твердости по Виккерсу.

В результате исследований было установлено, что деформация сжатием в данном температурном интервале и ПДО не приводит к значимым изменениям среднего размера зерен, он составляет 15-22 мкм. Увеличение степени деформации СПФ TiNi приводит к изменению формы структурных элементов, они становятся более вытянутыми. Анализ твердости сплава показал, что она в большей степени зависит от температуры, чем от степени деформации. ПДО сопровождается увеличением твердости СПФ TiNi в среднем на 40 HV. При рентгенофазовом анализе образцов после деформации в режиме долгой выдержки идентифицировать фазу Ti_3Ni_4 в явном виде не удалось. Сравнительный анализ рентгенограмм позволил сделать заключение о том, что наиболее благоприятными условиями деформации для последующего выделения фазы Ti_3Ni_4 при ПДО является деформация в интервале температур 430-500 °С. ПДО в данном случае увеличивает дефектность решетки вследствие протекания процессов интенсивного старения с выделением когерентных частиц избыточной фазы.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-60090 и Гранта Президента Российской Федерации (МК-1116.2021.4).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Komarov V. et al. Deformation Behavior, Structure, and Properties of an Aging Ti-Ni Shape Memory Alloy after Compression Deformation in a Wide Temperature Range //JOM. – 2021. – Т. 73. – №. 2. – С. 620-629.

[2] Karelin R. D. et al. Effect of quasi-continuous equal-channel angular pressing on structure and properties of Ti-Ni shape memory alloys //Journal of Materials Engineering and Performance. – 2021. – Т. 30. – №. 4. – С. 3096-3106.

[3] Komarov V. et al. Deformation Behavior, Structure and Properties of an Equiatomic Ti–Ni Shape Memory Alloy Compressed in a Wide Temperature Range //Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2021. – Т. 74. – №. 10. – С. 2419-2426.

[4] Khmelevskaya I. Y. et al. Features of nanostructure and functional properties formation in Ti-Ni shape memory alloys subjected to quasi-continuous equal channel angular pressing //IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing, 2019. – Т. 503. – №. 1. – С. 012024.

[5] Polyakova K. A., Komarov V. S. Effect of Annealing Temperature and Time on Martensitic Transformation Temperatures and Mechanical Properties of the Ti–50.7 at% Ni Shape Memory Alloy //Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2021. – Т. 62. – №. 5. – С. 531-538.

ОСОБЕННОСТИ АУСФЕРРИТНОЙ МАТРИЦЫ, ПОЛУЧЕННОЙ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ ПРИ ЕГО ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТРУЙНО-ВОЗДУШНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ

¹Ковалько М.С., ¹Волочко А.Т., ²Королев С.П.

¹ГНУ «ФТИ НАН Беларуси»,

²ОДО «Эвтектика», Минск, Беларусь
(kovalko.m@mail.ru)

Получение аусферритной металлической матрицы в высокопрочных чугунах позволяет придавать изделиям сравнительно высокую прочность при сохранении удовлетворительного уровня пластичности [1, 2]. При этом, сам процесс получения аусферритной структуры в чугуне требует проведения многоступенчатой термообработки, включающей аустенизацию и последующую изотермическую выдержку. Закалочное охлаждение до температур изотермической выдержки традиционно осуществляется с использованием жидких ванн в виде расплавов солей и щелочей или металлов, что не позволяет контролировать равномерное формирование аусферрита в сечении чугунной отливки. К тому же, обслуживание данных закалочных ванн трудоемко и энергозатратно, а их использование в целом экологически небезопасно [3].

Создание новых, контролируемых и более экологичных способов изотермической закалки чугунов является важной задачей при расширении области их применения в различных отраслях промышленности. В этом случае, наиболее эффективным инструментом является исследование влияния химического состава чугуна на кинетику фазовых превращений в процессе его охлаждения. Изменение состава чугуна за счет различных легирующих и микролегирующих элементов неизбежно влияет на устойчивость переохлажденного аустенита при закалке, позволяя тем самым варьировать технологические параметры изотермической закалки. Практически все легирующие добавки приводят к увеличению устойчивости переохлажденного аустенита, и, следовательно, к уменьшению закалочных скоростей [4]. Это открывает возможности для использования в качестве закалочных сред сжатого воздуха, водо-воздушной смеси и др. Такие среды позволяют регулировать создание необходимого типа структуры за счет изменения давления подаваемого газа или соотношения смеси газа и жидкости [5].

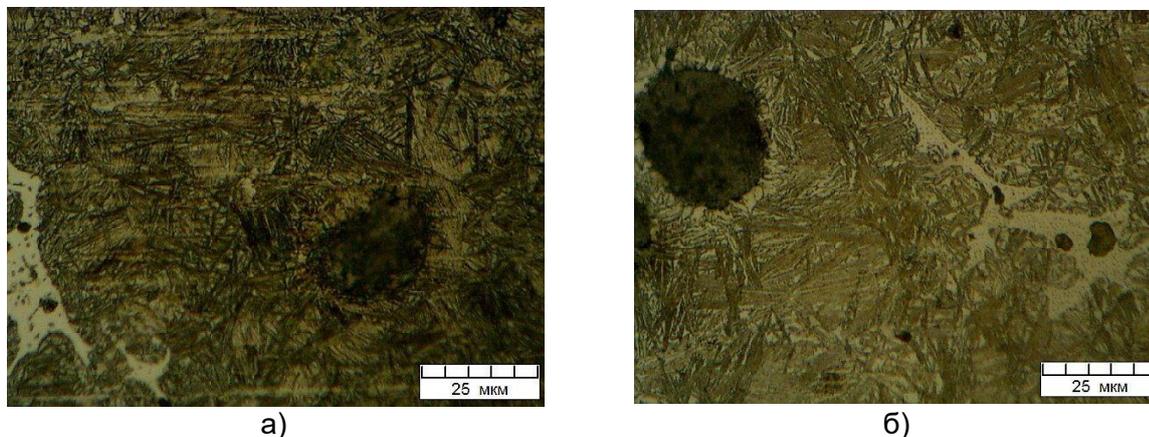
Целью данного исследования является изучение структурных особенностей, фазового состава и свойств аусферритной металлической матрицы в чугунах, подвергнутых изотермической закалке с использованием охлаждения сжатым воздухом. Для этого в качестве базового материала использовался высокопрочный чугун марки ВЧ 50, а также чугун, дополнительно легированный комплексом элементов на основе Cu-Mo-Cr-Ni-B (таблица 1).

Таблица 1 – Химический состав чугунов для исследований

№ состава	Массовая доля элементов, %											
	C	Si	Mn	S	P	Cu	Mo	Cr	Ni	B	Al	Mg
1	3,35	3,21	0,42	0,009	0,05	-	-	-	-	-	-	0,051
2	3,32	3,02	0,48	0,01	0,06	1,03	0,35	0,21	0,27	0,01	0,1	0,058

Для экспериментальных исследований использовали отливки с размерами $\varnothing 20 \times 150$ мм. Сравнительное изучение механических свойств, структуры и фазового состава чугунов проводили в литом и термообработанном состояниях. Для сравнения способов охлаждения при изотермической закалке использовали расплав солей (50% NaNO_3 + 50% KNO_3), а также сжатый воздух давлением 0,6 МПа при взаимно противоположной подаче из двух форсунок.

Металлографические исследования экспериментальных чугунных образцов различных составов показали, что формирование аусферритной матрицы возможно только в случае дополнительно легирования сплава (состав №2). При этом, в характере полученных аусферритных структур с различными способами охлаждения наблюдаются некоторые отличия (рисунок 1).



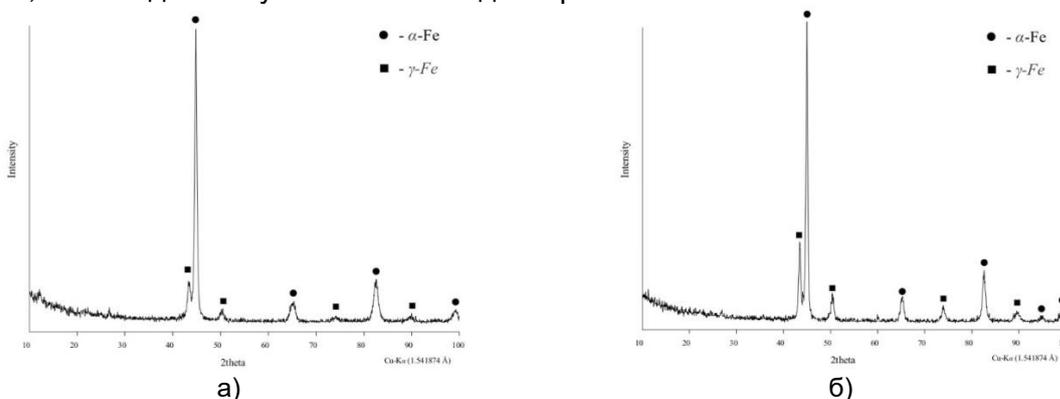
а)

б)

Рисунок 1 – Микроструктура чугуна с добавками на основе Cu-Mo-Cr-Ni-V после изотермической заковки до 350°C с использованием расплава солей (а) и струйно-воздушного охлаждения, x1000

Игольчатый феррит, входящий в состав аусферрита, в случае заковки чугуна в соль обладает более темным оттенком, чем в случае струйно-воздушной заковки. Это может быть связано или с количественным изменением фаз, составляющих аусферрит (игольчатый феррит и остаточный аустенит) или же с разницей степени насыщения по углероду игольчатого феррита. Фазовый анализ исследуемых чугунов показал именно различное содержание остаточного аустенита в аусферритной матрице: 18 % в чугуне, закаленном в расплаве солей, и 30 % в чугуне, закаленном в струе сжатого воздуха (рисунок 2). Данную особенность можно связать с разной скоростью образования фаз при различных способах закалочного охлаждения. В случае принудительной воздушной заковки скорость охлаждения ниже, что позволяет стабилизировать аустенит, который не распадается при дальнейшем изотермическом превращении.

Для определения морфологии аусферритной матрицы в сравниваемых чугунах с использованием растровой микроскопии были получены изображения данных структур при 30000 кратном увеличении (рисунок 3). Можно отметить, что в случае струйно-воздушной заковки формируются более вытянутые иглы феррита, когда в случае заковки в расплаве солей иглы разноориентированы относительно друг друга. Однако, в последнем случае они более дисперсные.



а)

б)

α-Fe – игольчатый феррит; γ-Fe – остаточный аустенит

Рисунок 2 – Фазовый состав металлической матрицы чугунов (состав №2), закаленных в расплаве солей (а) и в струе сжатого воздуха (б)

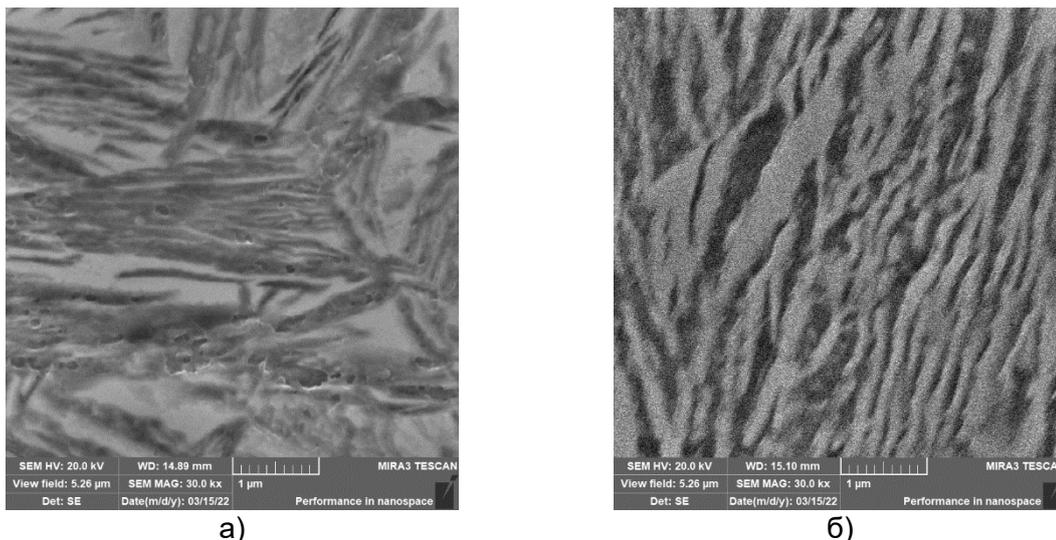


Рисунок 3 – Морфология аусферритной матрицы в чугунах, закаленных в расплаве солей (а) и в струе сжатого воздуха (б), х30000

Таким образом, комплексное легирование высокопрочных чугунов на основе Cu-Mo-Cr-Ni-V позволяет использовать регулируемое струйно-воздушное охлаждение при изотермической закалке для получения аусферритной матрицы в сплаве, которая придает чугунам высокие показатели прочностных и пластических свойств. При этом, тип и морфология формируемой матрицы отличается от получаемой при традиционной изотермической закалке в расплаве солей. Аусферритная матрица в этом случае имеет большее количество остаточного аустенита (до 30 %), что позволяет повышать ресурс работы изделия из такого чугуна и запас его прочности в целом, так как при дальнейших термических и деформационных нагрузках остаточный аустенит претерпевает превращение в мартенсит деформации или напряжения, которое сопровождается увеличением прочности и пластичности, т.н. TRIP-эффект (transformation-induced plasticity или пластичность, наведенная превращением).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Бех, Н.И. Бейнитные высокопрочные чугуны для ответственных деталей в машиностроении / Н.И. Бех, Г.А. Косников // Литейное производство. – 1995. – № 45. – С. 7-8.
2. Ahmed, Mostafa & Riedel, Eric & Kovalko, M. & Volochko, A. & Bähr, R. & Nofal, A. (2021). Ultrafine Ductile and Austempered Ductile Irons by Solidification in Ultrasonic Field. International Journal of Metalcasting. 1–15. 10.1007/s40962-021-00683-8.
3. Olawale, Oluyemi & Ibitoye, Simeon & Oluwasegun, Kunle & Shittu, M. & Popoola, Patricia. (2016). Forced-Air Cooling Quenching: A Novel Technique for Austempered Ductile Iron Production. International Journal of Metalcasting. 11. 10.1007/s40962-016-0114-7.
4. Попов, А.А. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Справочник термиста / А.А. Попов, Л.Е. Попова // Издательство «Металлургия», 1965. – 493 с.
5. Желудкевич, М.С. Управляемое водовоздушное охлаждение / М.С. Желудкевич, М.Л. Герман, А.Н. Ознобишин. – Минск: АНК ИТМО НАНБ, 2001. 166 с.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДИНАМИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ПЛАСТИЧНОСТИ

Селютина Н.С.

*Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия,
nina.selutina@gmail.com*

Динамические эффекты деформации металлов прогнозируются на основе релаксационной модели пластичности [1,2,3] и других известных эмпирических моделей Джонсона-Кука [4] и ее модификаций [5,6], модели Копера-Саймондса [7]. Рассматриваются влияния скорости деформации и температуры на деформационную зависимость в широком диапазоне температурно-скоростных режимов для различных алюминиевых сплавов и сталей на основе предлагаемой релаксационной модели пластичности с температурными зависимостями ее структурно-временных параметров [8], а также классических и модифицированных моделей Джонсона-Кука, Копера-Саймондса и феноменологической модели Русинька-Клепачко. Показано, что релаксационная модель пластичности применима в более широком диапазоне скоростей деформации, чем известные конституционные модели.

Построенные температурные зависимости характерного времени релаксации как параметра скоростной чувствительности релаксационной модели пластичности алюминиевых сплавов 2519А, 2519А-Т87, сравниваются. Показано, что предлагаемая релаксационная модель пластичности количественно может описать наблюдаемые эффекты на деформационных кривых в соответствии с принципом температурно-временной суперпозиции, а также позволяет обнаружить особенные режимы деформирования, при которых наблюдается эффект зуба текучести.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] N. Selyutina, E.N. Borodin, Y. Petrov and A.E. Mayer // *Int. J. Plasticity* 82 (2016) 97.
- [2] N.S. Selyutina, Yu.V. Petrov // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 57 (2018) 199.
- [3] N. Selyutina // *Mechanics of Materials* 150 (2020) 103589.
- [4] G.R. Johnson and W.H. Cook // *Eng. Fract. Mech.* 21 (1985) 31.
- [5] H. Couque, R. Boulanger and F. Bornet // *J. Phys. IV* 134 (2006) 87.
- [6] W.-H. Liu, Z.-T. He, Y.-Q. Chen and S.-W. Tang // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 24 (2014) 2179.
- [7] G.R. Cowper and P.S. Symonds, Report no. 28 (Div.Appl.Math., Brown Univ., Providence, RI, USA, 1957).
- [8] N. Selyutina // *Physical Mesomechanics*, 2020, Vol. 23, No. 6, pp. 487–493.

ВЛИЯНИЕ МЕТОДИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА РЕЗУЛЬТАТЫ КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Мерсон Е.Д.¹, Полуянов В.А.¹, Мягих П.Н.¹, Мерсон Д.Л.¹, Виноградов А.Ю.²

1 – НИИ прогрессивных технологий, ТГУ, г. Тольятти, Россия,

2 – Норвежский технологический университет, г. Тронхейм, Норвегия,

Mersoned@gmail.com

1. Введение

Магниевые сплавы могут применяться в качестве материала для биорезорбируемых временных имплантатов, используемых, например, при лечении переломов [1]. Данные материалы обладают высокой скоростью растворения в среде человеческого тела. При этом магний обладает полной биосовместимостью с организмом человека и не накапливается в органах. Благодаря этому, в отличие от традиционных имплантатов из титановых сплавов или нержавеющей стали, имплантаты из магневых сплавов не требуют их извлечения после завершения лечения, что позволяет избежать повторной болезненной операции и связанных с ней материальных затрат. Однако на протяжении всего курса лечения крайне важно обеспечить целостность имплантата, который в процессе эксплуатации подвергается одновременному воздействию коррозионной среды и механической нагрузки. Данные условия являются благоприятными для развития коррозионного растрескивания под напряжением (КРН), которое может привести к разрушению изделия гораздо раньше, чем простое растворение материала [2]. Исследованию КРН медицинских магневых сплавов посвящено сравнительно немного работ [3]. При этом отсутствует стандартная методика оценки стойкости данных материалов к КРН. Обычно исследование КРН магневых сплавов проводят путем испытаний на растяжение при низкой скорости деформации в коррозионном растворе заданного состава при комнатной температуре [4,5]. Однако специфика условий эксплуатации имплантатов подразумевает ряд специфических факторов, которые не так актуальны в других областях применения магневых сплавов. В частности, испытания необходимо проводить при температуре человеческого тела с постоянной циркуляцией и поддержанием pH коррозионного раствора, по составу имитирующего плазму крови человека. Целью данной работы было установить влияние перечисленных факторов на получаемые результаты при испытаниях на стойкость магневых сплавов к КРН.

2. Методика.

В качестве материала исследования использовали промышленный сплав МА14, полученный в виде экструдированных прутков, из которых затем вырезались цилиндрические резьбовые образцы с рабочей частью длиной 30 мм и диаметром 6 мм. Механические испытания изготовленных образцов проводили на воздухе или в коррозионной среде по схеме одноосного растяжения при скорости деформации $5 \cdot 10^{-6} \text{ с}^{-1}$. Для испытаний на КРН на образце закрепляли коррозионную ячейку в виде цилиндрической емкости из оргстекла, заполненную коррозионным раствором, который контактировал только с рабочей частью образца. Поддержание заданной температуры осуществляли двумя различными методами: 1) при помощи, расположенного внутри ячейки, стеклянного змеевика с циркулирующей внутри него дистиллированной воды заданной температуры, либо 2) путем циркуляции коррозионного раствора заданной температуры внутри всего объема коррозионной ячейки. В одном испытании использовался только один из описанных методов термостатирования. В случае использования стеклянного змеевика циркуляция коррозионного раствора не производилась. Поддержание заданной температуры теплоносителя осуществляли с помощью термостата с точностью до 0,5 °С. Циркуляция коррозионного раствора производилась при помощи перистальтического насоса. В ряде экспериментов осуществлялось поддержание уровня pH коррозионного раствора в ячейке в интервале значений $7,2 \pm 0,2$. Данная процедура производилась автоматически при помощи

перистальтического насоса, который при достижении уровня рН заданного критического уровня производил одновременную откачку отработанного и закачку свежего коррозионного раствора до тех пор, пока уровень рН не понижался до необходимого значения. Испытания проводили в трех различных физиологических растворах, имитирующих плазму крови человека, в том числе: раствор Рингера, раствор Хэнкса и 0,9% NaCl. Данные растворы используются в большинстве работ, связанных с исследованием коррозионных характеристик биорезорбируемых сплавов. Исследование влияния циркуляции, поддержания температуры и рН коррозионной среды осуществлялось с использованием раствора 0,9% NaCl. Испытания в растворах Хэнкса и Рингера всегда проводили с циркуляцией, при постоянной температуре 37 °С и автоматической коррекцией уровня рН. Во всех экспериментах уровень рН всех коррозионных растворов перед началом испытания приводили к значению $7 \pm 0,2$ путем расщелачивания с использованием NaOH.

3. Результаты.

Исследования показали, что изменение температуры коррозионного раствора оказывает существенное влияние на пластичность сплава и практически не влияет на прочность рис. 1).

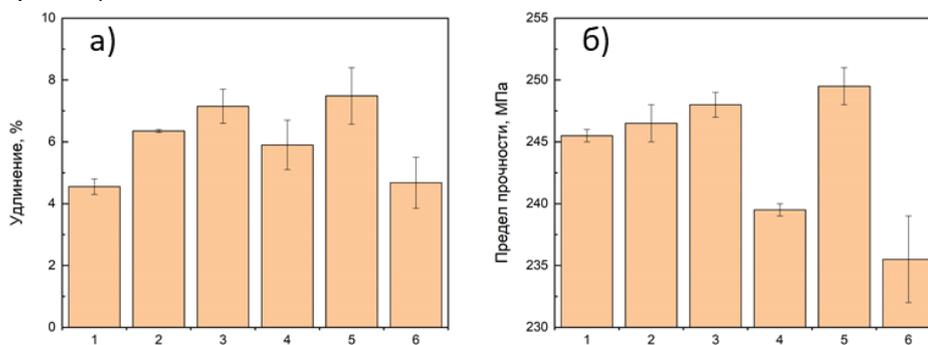


Рисунок 1 – Влияние условий коррозионно-механических испытания на механические характеристики сплава МА14: 1 – 0,9% NaCl, 25 °С, без перемешивания и коррекции рН; 2 – то же, 37 °С; 3 – то же с перемешиванием; 4 – то же с коррекцией рН; 5 – то же в растворе Рингера; 6 – то же в растворе Хэнкса.

При термостатировании с использованием змеевика, увеличение температуры с 25 до 37 °С приводит к увеличению относительного удлинения образцов с 4,5 до 6,4 %. При этом прочность независимо от температуры составляет $246 \pm 0,5$ МПа. Влияние перемешивания коррозионного раствора в целом оказалось незначительным. Тем не менее, можно отметить, что при термостатировании путем циркуляции коррозионного раствора, нагретого до 37 °С, и пластичность и прочность образцов немного выше, чем в растворе с той же температурой, поддерживаемой при помощи змеевика. В ходе экспериментов установлено, что в тех испытаниях, где коррекция уровня рН не производилась, сразу после заливки коррозионной среды в ячейку уровень рН раствора начинает быстро расти и в течение 30 мин выходит на плато на уровне 9-10,5. Коррекция уровня рН оказывает заметное влияние на механические характеристики, понижая и прочность, и пластичность сплава. Сильное влияние на механические свойства оказывает состав коррозионного раствора. При прочих равных условиях наиболее сильно КРН проявляется в растворе Хэнкса. Наиболее слабое воздействие на механические свойства оказывает раствор Рингера. Таким образом, эксперименты показали, что условия коррозионно-механических испытаний, включая температуру раствора, его перемешивание, состав и уровень рН оказывают достаточно сильное влияние на результаты испытания на КРН.

4. Выводы.

Испытания на КРН биорезорбируемых магниевых сплавов рекомендуется проводить в растворе Хэнкса с поддержанием постоянного уровня рН в интервале 7-7,4 и температуры 37 °С путем циркуляции коррозионной среды.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда 21-79-10378.

**ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ СВС НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ
СВОЙСТВА ПОРИСТОГО СПЛАВА TiNi**

**Чепела Д.В.¹, Рубаник В.В. мл.², Реснина Н.Н.¹, Рубаник В.В.², Беляев С.П.¹,
Быша В.В.²**

¹*Санкт-Петербургский государственный университет,
Россия, Санкт-Петербург*

²*Институт технической акустики НАН Беларуси,
Беларусь, Витебск
daniil.chepela@yandex.ru*

Механическое поведение пористых сплавов на основе никелида титана, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), подобно поведению костной ткани, что позволяет использовать их в качестве медицинских имплантов. Структура таких сплавов является неоднородной, однако ее можно модифицировать при воздействии ультразвуковой обработки в процессе синтеза сплава. Целью настоящей работы явилось исследование влияния длительности ультразвуковой обработки при СВС на обратимую и необратимую деформацию в пористом сплаве Ti-50.0 ат. %Ni при охлаждении и нагревании под напряжением.

Смесь порошков титана и никеля в соотношении 50 на 50 ат. % засыпали в кварцевую трубку и помещали на торец волновода, расположенного в камере реактора. Смесь нагревали до температуры 350 °С, выдерживали 1 час и инициировали реакцию СВС с воздействием ультразвука. УЗ прикладывали 2 разными способами: в первом режиме воздействие начиналось одновременно с инициированием СВС и продолжалось на стадии догорания, а во втором режиме УЗ обработку проводили только на стадии догорания. Из полученных пористых заготовок вырезали образцы размерами 8x8x10 мм и отжигали при 500 °С в течение 4 часов. Образцы сжимали до напряжения σ при температуре 170 °С, при которой они находились полностью в аустенитном состоянии, охлаждали под нагрузкой до -20 °С, при которой они находились полностью в мартенситном состоянии и вновь нагревали до 170 °С.

Полученные результаты показали, что зависимость обратимой деформации от напряжения является немонотонной, а величина максимальной деформации и напряжения, при котором этот максимум наблюдается, зависят от режима УЗК. УЗК обработка в первом режиме длительностью 25 секунд не влияет на максимальную обратимую деформацию $\varepsilon_{\max}^{\text{пф}}$, которая составляет 1,8 %. Увеличение длительности обработки до 605 секунд приводит к возрастанию $\varepsilon_{\max}^{\text{пф}}$ до 2,2%. Если УЗК обработку проводили по второму режиму, то значение $\varepsilon_{\max}^{\text{пф}}$ увеличилось до 2% даже после обработки длительностью 20 секунд. Дальнейшее увеличение длительности УЗК не изменило максимальную величину обратимой деформации, однако напряжение, при котором этот максимум наблюдается, возросло с 30 до 50 МПа. Вне зависимости от режима УЗК обработки величина необратимой деформации $\varepsilon^{\text{нд}}$ возрастает, что может быть связано с тем, что в образцах, полученных методом СВС+УЗК, присутствуют области, в которых отличаются химический состав фазы TiNi и состав частиц вторичных фаз.

**Работа выполнена в рамках совместного гранта РФФИ-БРФФИ
№ 20-58-00025 (РФФИ), №Т20Р-377 (БРФФИ).**

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ Ni-Co-Cr

Коджаспиров Г.Е., Коровина А.А., Андреева В.Д.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербурге, Россия,*

gkodzhaspirov@yandex.ru, korovina.ania@gmail.com, avd2007@bk.ru

В исследовании описано влияние температурно-деформационных параметров горячей деформации на напряжение течения и эволюцию фазового сплава Ni50-Co20-Cr20. Сплавы подобного типа относятся к семейству деформируемых, используются в авиационной промышленности для изготовления деталей газотурбинных установок, двигателей и др. Несмотря на то, что сплав используется достаточно давно, в литературе отсутствуют систематические данные о сопротивлении горячей деформации и эволюции микроструктуры и фазового состава данного сплава во время горячей пластической деформации (ГПД). Целью работы было создание полуэмпирической математической модели горячей деформации, а также установление закономерностей эволюции микроструктуры и фазового состава жаропрочного сплава системы легирования Ni-Co-Cr. Физическое моделирование горячей пластической деформации было осуществлено посредством испытаний на кручение на торсионном пластометре при различных температурах (900°C - 1200°C), скоростях (0,01 - и 1 с⁻¹) и степенях деформации (0,2 - 0,6). Проведены исследования эволюции фазового состава сплава во время горячей деформации с использованием термодинамических расчетов и исследований методами рентгеноструктурного анализа.

Установлено, что увеличение температуры деформирования приводит к снижению величины микроискажений кристаллической решетки, что можно связать с протеканием процессов динамического возврата и динамической рекристаллизации, в результате протекания которых в объеме металла уменьшается общая плотность дислокаций. Показано, что с увеличением температуры и степени деформации происходит одновременное увеличение доли рекристаллизованного объема и уменьшение величины микроискажений кристаллической решетки. Деформация температуре (900°C) вызывает увеличение микроискажений решетки, что связано с отсутствием протекания ДР и повышением плотности дислокаций с увеличением степени и скорости деформации.

На основе обработки данных физического моделирования ГПД сплава была построена математическая модель, способная с высокой точностью предсказывать поведение сплава в условиях ГПД при температурах в диапазоне 900-1200°C. Данная модель после ее интеграции в конечно-элементные расчетные комплексы может быть использована для моделирования высокотемпературных процессов ОМД данного сплава, включая горячую прокатку, ковку и др.

**ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НЕЙРОСЕТЕВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ
ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ МОДУЛЕЙ УПРУГОСТИ СТАЛЕЙ
ОТ 20 ДО 600 °С**

Гусев А.Д., Маркова Г.В.

Тульский Государственный Университет,

Тула, Россия

Dkines07@gmail.com

Модуль нормальной упругости (модуль Юнга) определяется из механических испытаний на растяжение, как коэффициент пропорциональности между напряжением и деформацией в упругой области. Вместе с тем, модули упругости рассматриваются в качестве количественной характеристики межатомного взаимодействия. Модули упругости входят во все уравнения механики деформируемого твердого тела и связаны со многими другими физическими величинами [1].

Наиболее распространенными факторами, которые влияют на величину модуля упругости, являются температура и состав материала. Повышение температуры приводит к ослаблению сил межатомного взаимодействия и, соответственно к снижению значений всех упругих констант. Влияние состава проявляется через изменение межатомного взаимодействия при образовании твердых растворов различной концентрации, а также при образовании промежуточных фаз с индивидуальной кристаллической структурой [1,2].

Часто для инженерных расчетов возникает необходимость использования упругих модулей при повышенных температурах. Теоретические расчеты, проведенные на основе изменения объемного коэффициента теплового расширения, показывают, что у всех металлов объемный модуль упругости от абсолютного нуля и до точки плавления снижается примерно на $\frac{1}{4}$, модуль сдвига – наполовину, а изменение модуля Юнга – где-то между $\frac{1}{2}$ и $\frac{1}{4}$. Однако такие оценочные подходы не могут быть использованы в инженерных расчетах. Альтернативной возможностью является использование моделей из стандартов стран ЕС по соотношению коэффициента E_T/E_0 (E_T - текущее значение модуля при повышенной температуре, E_0 – при комнатной температуре), после испытаний на растяжение [3]. Однако, такие данные могут считаться ориентировочными и являются недостаточно точными. [4,5,6]. Вместе с тем, не для всех технически важных сплавов и сталей экспериментально определены упругие константы в расширенном температурном диапазоне.

В данных условиях можно обратиться к методам прогнозирования на основе уже полученных данных при помощи нейросетевых технологий. Нейросетевые технологии уже имеют более высокую точность в некоторых аспектах прогностических моделей, нежели стандартные методы [7]. Кроме того, создание таких моделей может восполнить недостающие экспериментальные данные.

Целью данной работы стала использование нейронной сети для прогнозирования температурных зависимостей модулей упругости углеродистых и легированных сталей от 20 до 600 °С.

Обучение нейронной сети производилось в ППП STATISTICA при помощи блока STATISTICA Automated Neural Networks. Для обучения нейронной сети использовались таблицы стандартов справочных данных по температурным зависимостям модулей упругости различных материалов (такие как ГСССД 133-68, 159-92, 144-89, 74-84, 75-84, 118-88, 113-87, 85-85, 58-83, 9-79) и другие справочные материалы [8,9,10]. В массив для обучения были включены такие марки углеродистых, легированных и жаропрочных сталей ферритного, мартенситного и перлитного классов, как сталь 30, 40, 50, У8А, 30ХГСА, 20Х13, 40ХФА, 12ГН2МФАЮ и др. – всего 50 марок.

Проверка прогностической способности нейронной сети производилась на значениях температурных зависимостей модулей упругости, которые не были включены в массив для обучения. Результаты прогнозирования сети сравнивали с

экспериментальными данными (рис.1). Проверка показала соотношение экспериментальных и прогностических данных 90%, что можно считать приемлемым.

Для упрощения дальнейшего прогнозирования, полученная нейронная сеть была выгружена из ППП STATISTICA и переделана на языке Pure Basic.

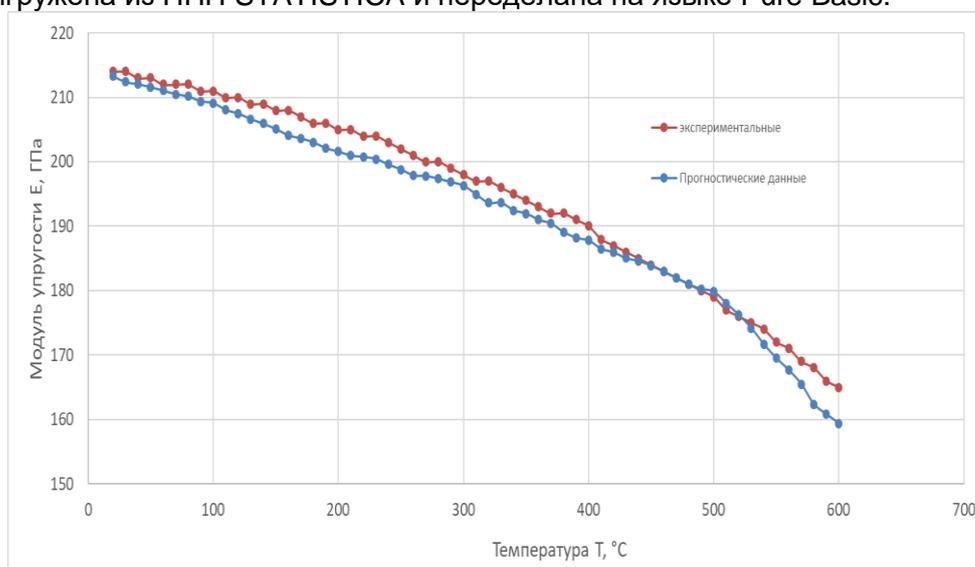


Рисунок 1 - Сравнение температурной зависимости модуля упругости от 20 до 600 °С, полученных из справочных данных и спрогнозированных нейронной сетью для химического состава, аналогичного стали 60C2

Также было произведено проверка прогностической способности нейронной сети для сталей аустенитного класса по сравнению с экспериментальными данными из справочных данных и европейского стандарта Eurocode 3 (рис.2).

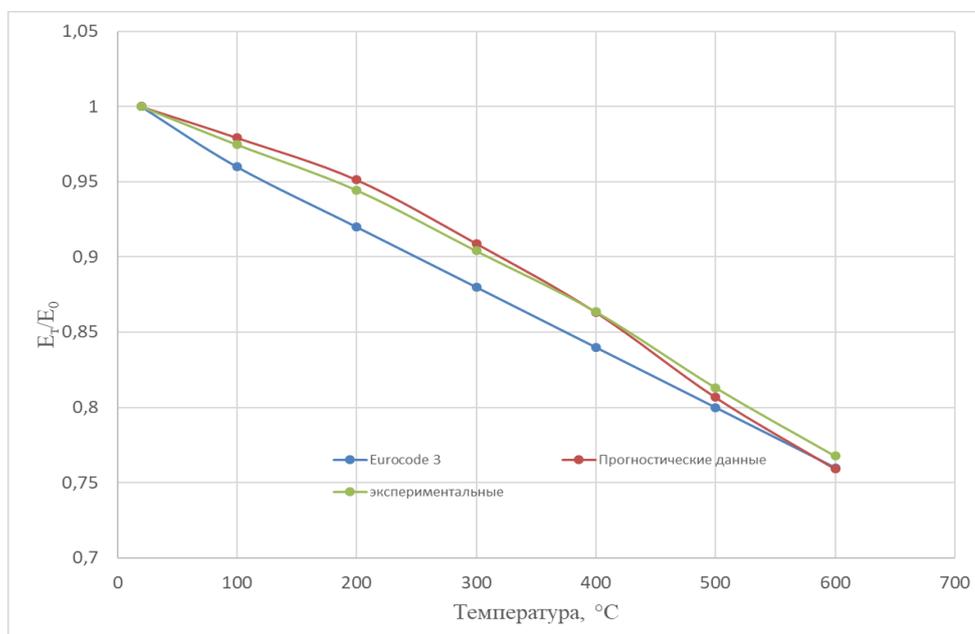


Рисунок 2 - Сравнение коэффициента E_T/E_0 по температуре от 20 до 600°C для стали, аналогичной по составу с 10X17H13M2T с данными из Eurocode 3 [11], справочных данных и спрогнозированными нейронной сетью

Полученный результат показывает, что прогностические данные ближе к экспериментальным, при этом данные, рассчитанные по моделям стандарта Eurocode 3 существенно отличаются от экспериментальных и прогностических данных.

Результаты, полученные для сталей разных структурных классов подчеркивают универсальность прогностического метода при помощи нейронных сетей.

Комплекс выполненных исследований показал перспективность применения технологии нейронных сетей для прогнозирования температурных зависимостей модуля упругости от 20 до 600 °С. Дальнейшее развитие данного модуля, позволит расширить температурный диапазон до более широких интервалов, включающих в себя как отрицательные, так и более высокие значения температур.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Свойства сплавов в экстремальном состоянии / Драпкин Б.М., Кононенко В.К., Безъязычный В.Ф. - М.: Машиностроение, 2004. 256 с.
2. Механические свойства металлов / Бернштейн М.Л., В.А. Займовский. – М.: Металлургия, 1979. 496 с.
3. Mina Seif, Joseph Main, Jonathan Weigand et. al. NIST Technical Note 1907. Temperature-Dependent Material Modeling for Structural Steels: Formulation and Application, 2016. 125 p. DOI: <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.TN.1907>.
4. Lassi Keränen, Matti Kangaspuoskari, Juhani Niskanen. Ultrahigh-strength steels at elevated temperatures // Journal of Constructional Steel Research – 2021. Vol. 183. – p.1-14, article № 106739. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2021.106739>.
5. Wei-young Wang, Bing Liu, Venkatesh Kodur. Effect of Temperature on Strength and Elastic Modulus of High-Strength Steel // Journal of Materials in Civil Engineering. – 2013. Vol. 25. № 2. p. 174-182. DOI: [https://doi.org/10.1061/\(ASCE\)MT.1943-5533.0000600](https://doi.org/10.1061/(ASCE)MT.1943-5533.0000600).
6. Guoqiang Li, Peijun Wang. Advanced Analysis and Design for Fire Safety of Steel Structures. Hangzhou: Zhejiang University Press, 2013, 357 p. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-642-34393-3>.
7. Marchand D., Abhinav J., Glensk A., Curtin W.A. Machine learning for metallurgy I. A neural-network potential for Al-Cu // Physical review materials. - 2020. Vol. 4. №. 10. - p. DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.4.103601>.
8. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; Под общ. ред. В.Г. Сорокина – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
9. Стали и сплавы для высоких температур: Справ.изд. В 2-х кн. Кн. 1. / Масленков С.Б., Масленкова Е.А. – М.: Металлургия, 1991, 383 с.
10. Стали и сплавы для высоких температур: Справ.изд. В 2-х кн. Кн. 2. / Масленков С.Б., Масленкова Е.А. – М.: Металлургия, 1991, 832 с.
11. British Standards Institution. Eurocode 3: Design of Steel Structures. London: BSI, 2005.

УДАРНОЕ НАГРУЖЕНИЕ ПУЧКА УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Галиахметова Л.Х.¹, Павлов И.С.², Дмитриев С.В.³

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
Уфа, Россия,

²Институт проблем машиностроения РАН,
г. Нижний Новгород, Россия,

³Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН,
г. Уфа, Россия
gysaeva.l.h@gmail.com

Введение. Углеродные нанотрубки (УНТ) притягиваются друг к другу относительно слабыми силами Ван-дер-Ваальса и могут образовывать молекулярные кристаллы, называемые пучками УНТ [1]. Пакеты УНТ можно получить несколькими способами. Они обладают превосходными механическими свойствами, поскольку отдельные УНТ обладают очень высокой прочностью на растяжение от 11 до 63 ГПа, модулем упругости от 1,0 до 1,3 ТПа и высоким относительным удлинением при разрыве около 10 % [2,3]. Кроме того, УНТ гибкие, легкие, обладают хорошей тепло- и электропроводностью; поэтому они могут быть предложены для целого ряда приложений. Основными механическими применениями УНТ является создание высокопрочных канатов, волокон, композитов с полимерной и металлической матрицей, твердых смазочных материалов и др. [4-7]. Компьютерное моделирование способствует лучшему пониманию физико-механических свойств пучков УНТ.

В работе исследовано динамическое одноосное сжатие пучка УНТ в условиях плоской деформации при постоянной скорости. Рассмотрено влияние скорости поршня на сжатие нанотрубок и на скорость распространения ударных волн в ленте.

Описание модели. На рис. 1 показана расчетная ячейка модели. Расчетная ячейка включает 200 вертикальных рядов УНТ, пронумерованных индексом $i = 1, \dots, 200$ и каждый ряд включает восемь УНТ, пронумерованных индексом $j = 1, \dots, 8$. Периодические граничные условия применяются в направлении y . Сечения УНТ создают треугольную решетку в плоскости xu . Каждый атом углерода, принадлежащий поперечному сечению УНТ, является представителем жесткой цепочки атомов, перпендикулярной плоскости xu . Таким образом, пучок УНТ моделируется в условиях плоского деформированного состояния. Сначала структура релаксируется при нулевой температуре в предположении, что на левом и правом концах расчетной ячейки имеются свободные поверхности и внешние силы не приложены. Таким образом, после релаксации находятся равновесные размеры ячеек, т.е. D_x и D_y . Было рассмотрено 4 расчетные ячейки с разным числом атомов в сечении УНТ: $N_c = 30, 35, 40$ и 45 .

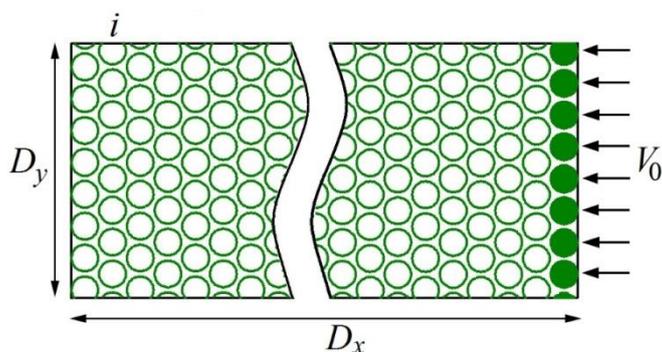


Рисунок 1 - Расчетная ячейка для моделирования пучка УНТ сжимаемого поршнем, движущимся с постоянной скоростью V_0

В начальный момент времени $t = 0$ жесткий поршень (вертикальный ряд УНТ

$i = 200$) начинает двигаться влево со скоростью V_0 . Этот ряд изображен на рис.1 закрашенными кружками, обозначающими УНТ. Условия свободной поверхности сохраняются на левом конце расчетной ячейки, и моделирование продолжается до тех пор, пока возмущение от движущегося поршня не достигнет левого конца ячейки. Скорость поршня, рассматриваемая в данном исследовании, находится в диапазоне от 1 до 12 Å/пс (от 100 до 1200 м/с). В рассматриваемой геометрии атомы углерода имеют две степени свободы и могут двигаться только в плоскости xy .

Результаты. На рисунке 2 представлена эволюция структуры пучка УНТ во времени с параметрами $N_C = 40$ при распространении волны сжатия при скорости $V_0=10$ Å/пс. Для примера показано только одно состояние в момент времени $t=20$ пс. В структуре наблюдается возбуждение фронта волны эллипсизации УНТ (синяя вертикальная линия) и волны схлопывания УНТ (вертикальная красная линия). Поэтому на рис. 2 а можно выделить три различных структурных состояний при распространении возмущения от движущегося поршня: (i) слева от синей линии сечения УНТ сохраняют свою круглую форму, (ii) между синей и красной линиями происходит эллипсизация УНТ, (iii) справа от красной линии видны схлопнутые УНТ. На рис. 2 б показано смещение центров тяжести УНТ в i -м вертикальном ряду (усредненное по каждому вертикальному ряду) для двух скоростей поршня, $V_0=3$ и $V_0=10$ Å/пс для интервала времени от 5 до 45 пс.

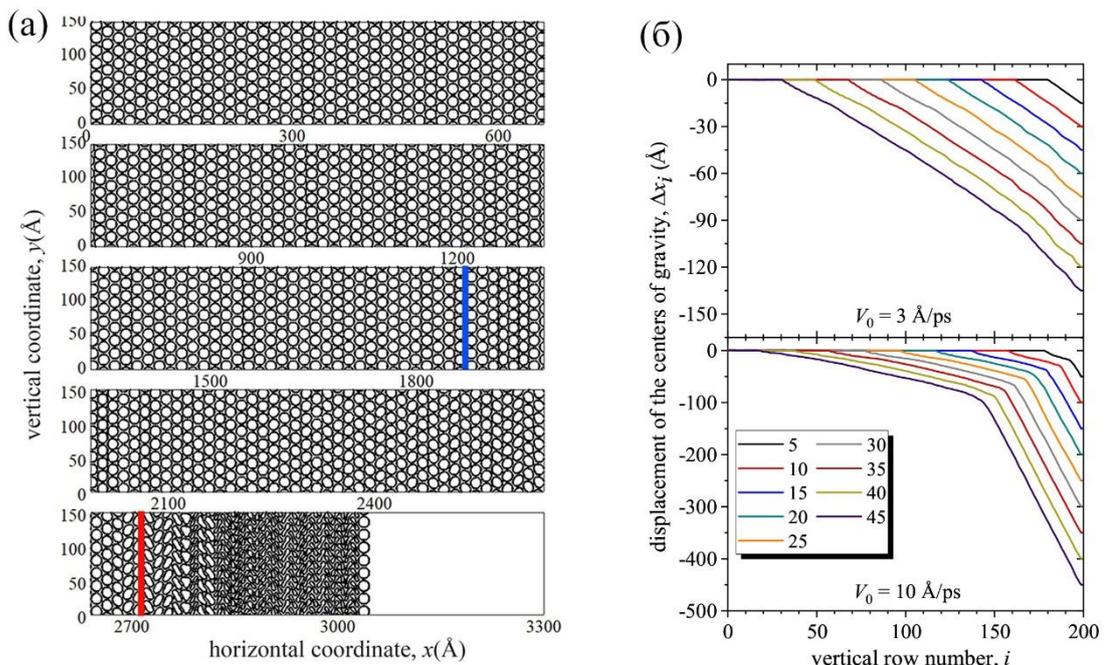


Рисунок 2 - (а) Эволюция структуры пучка УНТ во времени при сжатии поршнем, движущимся с относительно высокой скоростью $V_0=10$ Å/пс в момент времени $t=20$ пс; (б) смещение центров тяжести УНТ по оси абсцисс при двух скоростях $V_0=3$ и $V_0=10$ Å/пс.

На рис 2 б на верхнем графике видно движение волны сжатия с практически постоянной скоростью. Перед приближением фронта волны центры тяжести имеют нулевые смещения. Увеличение скорости поршня до $V_0 = 10$ Å/пс (см. нижний график) приводит к появлению двух волн сжатия, это хорошо видно по наличию двух разных наклонов кривых смещения.

Выводы. Распространение волны сжатия в пучке УНТ было исследовано с использованием цепной модели с уменьшенным числом степеней свободы, в условиях плоской деформации. В зависимости от скорости поршня выявлено два различных сценария распространения ударной волны и ее влияния на структуру пучка УНТ. При значениях выше порога наблюдались две волны сжатия: (1) более быстрый фронт

волны, приводящий к эллиптизации сечений УНТ, и (2) следующий за ним более медленный фронт волны схлопывания УНТ. При значениях ниже порога регистрировался только фронт волны (1). Поглощение энергии пучком УНТ значительно выше в случае коллапса УНТ и происходит за счет увеличения энергии валентных углов. Скорость поглощения энергии ударной волны увеличивается с увеличением скорости поршня. Последний результат может быть полезен для конструкции упругих демпферов.

Исследование выполнено при поддержке гранта РФФ № 21-19-00813.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Treacy M.M.J., Ebbesen T.W., Gibson J.M. Exceptionally high Young's modulus observed for individual carbon nanotubes. *Nature*. – 1996. – V. 381. – P. 678.
2. Wong E.W., Sheehan P.E., Lieber C.M. Nanobeam mechanics: Elasticity, strength, and toughness of nanorods and nanotubes. *Science*. – 1997. – V. 277. – P. 1971.
3. Galiakhmetova L.K., Korznikova E.A., Kudreyko A.A., Dmitriev S.V. Negative thermal expansion of carbon nanotube bundles. *Physica Status Solidi - Rapid Research Letters*. – 2022. – V. 16(3). – P. 2100415.
4. Popov V.N. Carbon nanotubes: Properties and application. *Materials Science and Engineering R: Reports*. – 2004. – V. 43. – P. 61.
5. Katinn K.P., Maslov M.M., Krylov K.S., Mu V.D. On the impact of substrate uniform mechanical tension on the graphene electronic structure. *Materials*. – 2020. – V. 13. – P. 4683.
6. Li M., Mu B. Effect of different dimensional carbon materials on the properties and application of phase change materials: A review. *Applied Energy*. – 2019. – V. 242. – P. 695.
7. Biercuk M.J., Llaguno M.C., Radosavljevic M., Hyun J.K., Johnson A.T., Fischer J.E. Carbon nanotube composites for thermal management. *Applied Physics Letters*. – 2002. – V. 80. – P. 2767.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ И ИМПУЛЬСНОМ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Колобов Ю.Р.

*Институт проблем химической физики РАН,
Черноголовка, Россия
e-mail: kolobov@icp.ac.ru*

На основе обзора результатов оригинальных экспериментальных исследований и компьютерного моделирования анализируются закономерности и механизмы структурных и фазовых превращений в тонких приповерхностных слоях и объеме образцов металлов и сплавов с ГЦК, ГПУ и ОЦК кристаллическими решетками при взрывном нагружении и воздействии лазерными импульсами короткой и ультракороткой длительности. Устанавливается роль изменения химического и фазового составов, структуры, свойств внешней и внутренних (межкристаллитные границы зерен и фаз, дислокационные субграницы, микро- и нанопоры) поверхностей раздела в формировании механических и других свойств металлов и сплавов медицинского и технического назначения с целью определения возможностей управления указанными свойствами, в том числе для материалов, получаемых с применением аддитивных технологий [1- 4].

Обнаружено аномальное поведение прочностных характеристик субмикроструктурных (СМК) и наноструктурных (НС) металлов и сплавов в области высоких скоростей нагружения, проявляющееся в существенно более низком сопротивлении разрушению по сравнению с соответствующим для крупнозернистых материалов. Показано, что ударно-волновое нагружение приводит к значительному измельчению зерна в крупнозернистых металлах и сплавах, отсутствию такого эффекта для образцов в исходном СМК и НС состояниях [1,2,5,6].

Особое внимание уделено уникальным возможностям обработки металлических материалов фемто- и наносекундным лазерным облучением, позволяющим проводить обработку внешней поверхности без существенного разогрева объема материалов. Это особенно важно для НС/СМК материалов в связи с необходимостью сохранения высокопрочных нерекристаллизованного НС или СМК состояний. Излагаются результаты цикла работ по модификации поверхности наноструктурированных и субмикроструктурных материалов нано- и фемтосекундными лазерными импульсами [1,2,7-9].

На примере поверхностно - модифицированных титана и его сплавов демонстрируется использование СМК материалов для изготовления медицинских имплантатов для травматологии и деталей конструкции протезов крупных суставов.

Данная работа в основной части, связанной с исследованием структуры сплава ВТ1-0 после наносекундного лазерного воздействия, выполнена при финансовой поддержке Государственного задания, № госрегистрации АААА-А19-119022690098-3, и в дополнительной части, связанной с определением параметров механических свойств, выполнена при финансовой поддержке Государственного задания, № госрегистрации АААА-А19-119111390022-2. Структурные исследования проводились с использованием научного оборудования ЦКП ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" РАН (г. Москва).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ю.Р. Колобов, А.Ю. Токмачева-Колобова, С.С. Манохин. Влияние импульсного ударно-волнового нагружения на структурно-фазовое состояние и

механические свойства титановых сплавов // Композиты и наноструктуры. 2021. Том 13. Выпуск 3–4 (51–52). С. 108-119.

2. Kolobov Y. R. Regularities and Mechanisms of Formation of Submicro-, Nano-, and Ultrafine-Grained Structures and Mechanical Properties of Metals and Alloys Under Different Treatments // Russian Physics Journal. 2018. V. 61. №. 4. P. 611-623.

3. Kolobov Yu.R., Golosova O.A., Manokhin S.S. Regularities of formation and degradation of the microstructure and properties of new ultrafine-grained low-modulus Ti–Nb–Mo–Zr alloys // Russian Journal of Non-Ferrous Metals.- 2018. -Vol. 59.- No. 4.- pp. 393–402.

4. Nelasov I. V., Kartamyshev A. I., Boev A. O., Lipnitskii A. G., Kolobov Y. R., Nguyen T. K.. Molecular dynamics simulation of the behavior of titanium under high-speed deformation // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. – 2021. – Т. 29. – №. 6. – С. 065007.

5. Kolobov Yu.R., Prohorov A.N., Manokhin S.S., Tokmacheva-Kolobova A.Yu., Serebryakov D.I., Afanasiev V.V.. Comparative Study of the Structural-Phase State and Mechanical Properties of Ni–Cr(X) and Fe–Cr(X) Heat-Resistant Alloys Fabricated by Additive Technologies // Russian Journal of Non-Ferrous Metals.– 2018.– Vol. 59.– No. 6.– pp. 685–692.

6. Колобов Ю.Р., Манохин С.С., Колобова А.Ю., Кудымова Ю.Е., Бетехтин В.И., Голышев А.А., Молодец А.М., Андриевский Р.А. Фрагментация зерен и изменения фазового состава крупно- и нанокристаллического титана в результате ступенчатого ударно-волнового воздействия // Письма ЖТФ.–2016.– Т. 42.– №18.– С. 63–71.

7. Колобов Ю.Р., Перевезенцев В.Н., Манохин С. С., Кудымова Ю.Е., Колобова А.Ю., Брагов А. М., Константинов А.Ю. Особенности формирования структуры и развития пластической деформации при динамическом нагружении крупнозернистого и наноструктурированного титана // Композиты и наноструктуры. – 2016. – Том 8. – №1. – С. 16-29

8. Kolobov Y. R., Manokhin S. S., Odintsova G. V., Betekhtin V. I., Kadomtsev A. G., Narykova M. V. Studying the influence of nanosecond pulsed laser action on the structure of submicrocrystalline titanium // Technical Physics Letters. – 2021. – Т.47. – С. 721-725.

9. Ю.Р. Колобов, С.С. Манохин, В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова, Г.В. Одинцова, Г.В. Храмов Исследование влияния обработки лазерными импульсами наносекундной длительности на микроструктуру и сопротивление усталости технически чистого титана // Письма в Журнал технической физики. 2022. - Т. 48. № 2. С. 15-19.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНА В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСАМИ НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

Манохин С.С.¹, Колобов Ю.Р.¹, Токмачева-Колобова А.Ю.¹, Одинцова Г.В.²

¹ *Институт проблем химической физики РАН,*

Черноголовка, Россия

² *Университет ИТМО,*

Санкт-Петербург, Россия

e-mail: kolobov@icp.ac.ru

Одним из перспективных направлений в области создания новых технологий обработки металлических материалов технологического и медицинского назначения является поверхностная модификация с использованием концентрированных потоков энергии. В значительной степени избежать этого позволяет активно развиваемый в последнее десятилетие перспективный метод обработки поверхностей металлических материалов лазерными импульсами короткой (пико-, нано- и субнаносекундной) и ультракороткой (субпико- и фемтосекундной) длительности. Развивающиеся при таком воздействии процессы, связанные с изменением рельефа поверхности и фазово-структурными превращениями в тонких приповерхностных (толщиной 1-5 μm) слоях, позволяют формировать уникальный комплекс физико-химических, механических и других свойств материалов. Известно, что переход от режима абляции материала поверхности к режиму ударно-волновой обработки (лазерная ковка, reeling) позволяет улучшать механические характеристики как подповерхностных, так и приповерхностных слоев материалов до глубины несколько сотен микрометров. Однако вопрос о влиянии наносекундного лазерного облучения на механические свойства сплавов на сегодняшний день мало изучен.

В настоящей работе проведено исследование влияния наносекундного лазерного облучения на механические свойства на примере крупнозернистого (в исходном состоянии) технически чистого титана ВТ1-0, а также исследование особенностей изменения рекристаллизованной структуры приповерхностного слоя после наносекундного лазерного облучения, и влияния такого слоя на сопротивление усталости пластинчатых образцов толщиной до 1 мм.

Установлено, что в тонком (толщиной порядка 2 мкм) подповерхностном слое образцов исходного ультрамелкозернистого титана после воздействия наносекундным лазерным импульсом вместо исходной формируется пластинчатая микроструктура с вытянутыми (преимущественно перпендикулярно поверхности образца) элементами микроструктуры с поперечным размером порядка 300 нм и длиной 2-3 мкм (рисунок, а). Изменения микроструктуры в подповерхностном слое в областях вблизи центральной части кратера свидетельствуют о процессах направленной перпендикулярно поверхности образца (направление максимального теплоотвода) кристаллизации расплавленного лазерным пучком тонкого подповерхностного слоя [1].

Обработка поверхности образцов ультрамелкозернистого титана ВТ1-0 в форме пластин лазерным излучением наносекундной длительности приводит к повышению условного предела выносливости (при базе испытаний 10^6 циклов). На примере пластинчатых (толщиной ~1 мм) образцов поликристаллического (размер зерен ~3 мкм) технически чистого титана (марки ВТ1-0) показано, что наноструктурирование тонких (1-3 мкм) приповерхностных слоев путем обработки лазерными импульсами наносекундной длительности по оптимизированному режиму обработки приводит к

значительному (до двух раз) повышению условного предела выносливости при многоциклового (до 10^6 циклов) усталости в режиме одноосного нагружения (рисунок, б) [2,3].

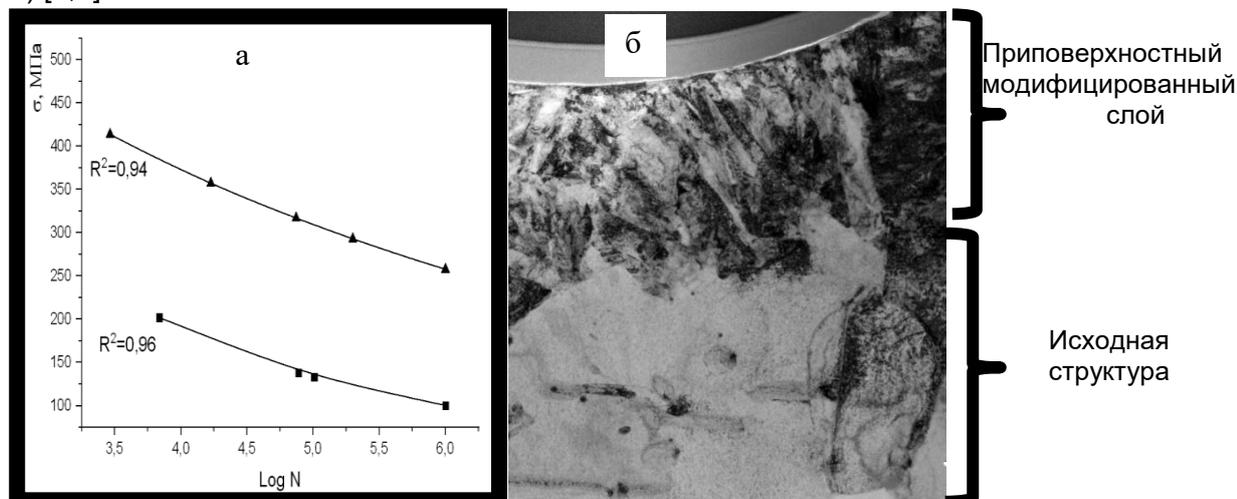


Рисунок - а - кривые усталости для образцов сплава ВТ1-0 в исходном рекристаллизованном состоянии с размером зерен порядка 2-3 мкм (отмечены на графике ■) и после предварительной обработки лазерными импульсами наносекундной длительности под слоем воды (отмечены на графике ▲);

б- микроструктура образца рекристаллизованного технически чистого титана (ВТ1-0) после обработки наносекундным лазерными импульсами под водой (при плотности энергии 1 ГВт/см^2) и усталостных испытаний ($1 \cdot 10^6$ циклов, напряжение в цикле 100 МПа).

Светлопольное изображение, просвечивающая электронная микроскопия.

Данная работа в основной части, связанной с исследованием структуры сплава ВТ1-0 после наносекундного лазерного воздействия, выполнена при финансовой поддержке Государственного задания, № госрегистрации АААА-А19-119022690098-3, и в дополнительной части, связанной с определением параметров механических свойств, выполнена при финансовой поддержке Государственного задания, № госрегистрации АААА-А19-119111390022-2. Структурные исследования проводились с использованием научного оборудования ЦКП ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" РАН (г. Москва).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kolobov Y. R., Manokhin S. S., Odintsova G. V., Betekhtin V. I., Kadomtsev A. G., Narykova M. V. Studying the influence of nanosecond pulsed laser action on the structure of submicrocrystalline titanium // Technical Physics Letters. – 2021. – Т.47. – С. 721-725.
2. Ю.Р. Колобов, С.С. Манохин, В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова, Г.В. Одинцова, Г.В. Храмов. Исследование влияния обработки лазерными импульсами наносекундной длительности на микроструктуру и сопротивление усталости технически чистого титана // Письма в Журнал технической физики. 2022. Т. 48. № 2. С. 15-19. DOI: 10.21883/pjtf.2022.02.51913.19025.
3. Ю.Р. Колобов, А.Ю. Токмачева-Колобова, С.С. Манохин Влияние импульсного ударно-волнового нагружения на структурно-фазовое состояние и механические свойства титановых сплавов// Композиты и наноструктуры. 2021. Том 13. Выпуск 3–4 (51–52). С. 108-119.

**МЕХАНОХИМИЧЕСКОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ОЛОВЯННЫХ БРОНЗ
ИНТЕРМЕТАЛЛИДОМ Cu_9Al_4**

Григорьева Т.Ф.¹, Петрова С.А.², Квашнин В.И.^{3,4}, Ковалева С.А.⁵, Девяткина Е.Т.¹,
Восмериков С.В.¹, Витязь П.А.⁵, Ляхов Н.З.¹

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,
Новосибирск, Россия*

²*Институт металлургии УрО РАН,
Екатеринбург, Россия*

³*Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева,
Новосибирск, Россия*

⁴*Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, Россия*

⁵*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
Минск, Республика Беларусь
e-mail: grig@solid.nsc.ru*

В современных машинах и механизмах срок службы деталей нагруженных узлов трения (подшипники, втулки, вкладыши и др.) в большинстве случаев определяется изнашиванием их составных элементов. Металлические антифрикционные материалы со структурной схемой мягкой матрицы и твердыми включениями обеспечивают оптимальное сочетание высокой износостойкости и теплопроводности с низким коэффициентом трения. Среди них наиболее востребованы в машиностроении материалы оловянной бронзы, которые обладают хорошими антифрикционными свойствами, коррозионной стойкостью и технологичностью, что обуславливает применение ее порошков для широкого ряда технологий консолидации. Однако спеченные материалы имеют низкую твердость и прочность, что приводит к необходимости разработки модифицирующих и упрочняющих добавок.

Применение интерметаллидов, обусловленное разнообразием их химического состава и физико-механических свойств, представляет интерес с точки зрения модифицирования с последующим дисперсным и дисперсионным упрочнением и повышением износостойкости сплава. Хорошая смачиваемость интерметаллидов матричным расплавом и зернограницные взаимодействия обеспечивают требуемые физико-механические свойства композиционного материала. В этой связи представляет интерес модифицирование оловянной бронзы интерметаллидами на основе меди.

Наиболее эффективным методом получения интерметаллических соединений в металлической матрице является механохимический синтез, который позволяет получать сплавы и композиты с интерметаллическими соединениями. Фазовый состав механохимически формируемых сплавов и композитов определяется как соотношением исходных компонентов, так и режимами механической активации.

В работе изучалось влияние концентрации легирующей добавки Cu_9Al_4 в механохимически синтезированную бронзу $\text{Cu}-12 \text{ мас.}\% \text{ Sn}$ на фазовый состав композиционного материала, а также физико-механические и триботехнические свойства сплава, получаемого жидкофазным спеканием.

В работе использовали порошки меди марки ПМС-1 и олова марки ПОЭ с размерами частиц $\sim 40 \text{ мкм}$.

Синтез оловянной бронзы проводили механической активацией (МА) смеси порошков меди и олова в массовом соотношении 88% и 12%, соответственно, в планетарной шаровой мельнице с водяным охлаждением, в среде аргона. Длительность обработки порошковых смесей составляла 2 мин. Модифицирование механосинтезированной бронзы добавлением 10 и 20 мас.% Cu_9Al_4 проводили в тех же условиях.

Модифицирующая добавка представляет собой механохимически синтезированный интерметаллид Cu_9Al_4 , имеющий мелкозернистую структуру с бимодальным распределением частиц в диапазонах по размерам 0.2–0.4 и 2–4 мкм и размерами кристаллитов ~3 нм [1].

Консолидацию порошков проводили спеканием под давлением 30 МПа с выдержкой 30 мин при температуре 1000 °С с получением цилиндрических образцов размером $\varnothing 10 \times 8$ мм.

Структурно-фазовое состояние образцов после МА и спекания изучали методом рентгеновской дифракции на дифрактометре D8 Advance (CuK_α -излучение). Фазовый состав и кристаллическую структуру композитов определяли с использованием программного пакета DIFFRAC^{plus}: EVA и базы данных ICDD (PDF4). Количественный фазовый анализ проводили по методу Ритвельда с использованием программного пакета DIFFRAC^{plus}: TOPAS. Микроструктурные характеристики (размер кристаллитов L и микронапряжения ε) оценивали с использованием “дубль-Фойгт” (doubleVoigt) методологии. Для разделения вкладов в уширение пиков от L использовали функцию Лоренца, от ε – функцию Гаусса.

Морфологию синтезированных порошковых сплавов и композитов и микроструктуру спеченных материалов исследовали с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) на приборах Hitachi-Tabletop TM-1000 и Carl Zeiss Leo 420. Для съемки изображений использовали детекторы вторичных и обратно рассеянных электронов.

Триботехнические испытания проводили в условиях сухого трения на автоматизированном трибометре АТВП. Интенсивность изнашивания I_q определяли на стадии установившегося изнашивания как отношение потери массы к пути трения. Измерение микротвердости по Виккерсу проводили на приборе ПМТ-3 при нагрузке 1.96 Н.

В качестве мягкой матрицы для последующего модифицирования интерметаллидом использовали механохимически синтезированную бронзу Cu-12 мас.% Sn, рентгеноструктурный анализ которой показал наличие фаз остаточной меди, твердых растворов и интерметаллидов системы Cu-Sn. По данным РЭМ в процессе синтеза формируется слоистая структура с размерами частиц 100-150 мкм (рис. 1а).

Совместная активация бронзы с 10 мас.% Cu_9Al_4 в течение 2 мин приводит к формированию тройного твердого раствора олова и алюминия в меди $\text{Al}_{0.05}\text{Cu}_{0.9}\text{Sn}_{0.05}$ с высоким уровнем микронапряжений (табл. 1). Незначительно уменьшается количество Cu_9Al_4 по сравнению с исходной смесью.

Таблица 1 - Рентгеноструктурные параметры смеси Cu-12 мас.% Sn с 10 мас.% Cu_9Al_4 после МА в течение 2 мин.

	Фазовый состав	a (Å)	Мас %	L , нм	ε , %
1	$\text{Cu}_{8.58}\text{Al}_{4.42}$	8.985	6	-	-
2	$\text{Al}_{0.05}\text{Cu}_{0.9}\text{Sn}_{0.05}$	3.669	86	-	1.85
3	Cu_9Al_4	8.713	8	14	0.19

Электронно-микроскопические исследования показали, что морфология частиц и их размеры практически не изменяются по сравнению с исходной механохимически синтезированной бронзой без модифицирующих добавок (рис. 1б)

Дифракционная картина смеси Cu-12 мас.% Sn с 20 мас.% Cu_9Al_4 , механоактивированной в течение 2 мин, существенно отличается от таковой, для

смеси с 10 мас.% Cu_9Al_4 : не образуются ни тройной твердый раствор алюминия и олова в меди, ни твердый раствор алюминия в меди.

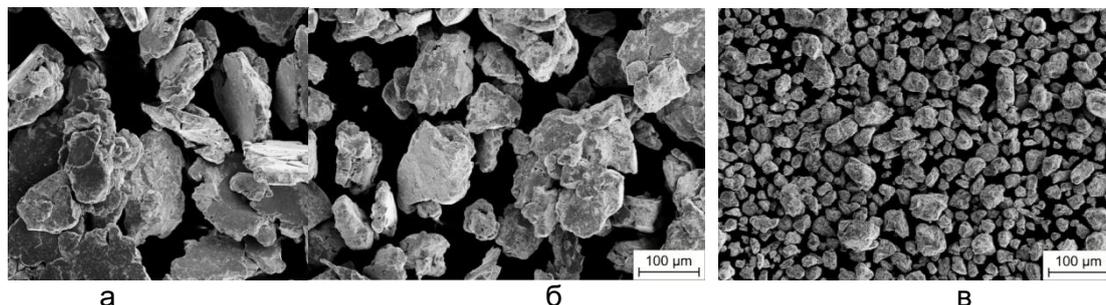


Рисунок 1 - РЭМ изображения частиц бронзы Cu-12 мас.% Sn (а) и ее смесей с 10 мас.% Cu_9Al_4 (б) и 20 мас.% Cu_9Al_4 (в) после МА в течение 2 мин

Система становится двухфазной: основной фазой является твердый раствор олова в меди с уровнем микронапряжений выше 2 %, в смеси остается модифицирующая добавка Cu_9Al_4 , размеры кристаллитов которой возрастают более чем в три раза по сравнению с исходным интерметаллидом.

Данные РЭМ (рис 1, б и в) также свидетельствуют об отличии активированных смесей Cu-12 мас.% Sn с разным содержанием интерметаллида: размеры частиц смеси с 20 мас.% Cu_9Al_4 существенно меньше, частицы становятся более плотными.

Для спекания использовали механоактивированные порошки смесей Cu-12 мас.% Sn с 10 мас.% и 20 мас.% Cu_9Al_4 после 2 мин МА. Введение интерметаллида повышает микротвердость сплавов в 1.6-2 раза относительно сплава известной бронзы БРОФ10-1.

Таблица 2 - Интенсивность массового изнашивания спеченных образцов

№ обр.	Маркировка образцов	Интенсивность массового изнашивания, $\times 10^{-3}$, мг/м	Коэффициент трения, f
	БРОФ 10-1	46.0	0.98-1.12
1	Cu-12 мас. % Sn + 10 мас.% Cu_9Al_4	30.1	0.6-0.7
2	Cu-12 мас. % Sn +20 мас.% Cu_9Al_4	32.8	0.5

Интенсивность изнашивания при использовании механосинтезированного порошка Cu-12 мас. % Sn незначительно меньше бронзы БРОФ 10-1, коэффициент трения снижается в 1.4 раза, однако диапазон разброса его значений широкий $f=0.7-0.9$. Модифицирование механосинтезированной бронзы Cu-12 мас. % Sn интерметаллидом позволяет снизить изнашиваемость в 1.4-1.8 раза и значительно снизить коэффициент трения в 2 раза. Стабильное значение $f=0.5$ достигается для МА состава Cu-12 мас. % Sn +20 мас.% Cu_9Al_4 .

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-53-00037) и БРФФИ (проект № Т20Р-037).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Т.Ф. Григорьева, С.А. Петрова, С.А. Ковалева, Д.В. Дудина, И.С. Батраев, Т.Ю. Киселева, С.И. Жолудев, С.В. Восмериков, Е.Т. Девяткина, Т.А. Удалова, С.Н. Поляков, Н.З. Ляхов. Механохимический синтез порошков сплавов системы Cu-Al и их консолидация методом электроискрового спекания. ФММ, 2021, 122, № 7, с. 729–736.

МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ПОВЫШЕНИЮ РЕАКЦИОННОЙ СПОСОБНОСТИ ХИМИЧЕСКИ ИНЕРТНЫХ МЕТАЛЛОВ – СПУТНИКОВ ПЛАТИНЫ

**Ляхов Н.З.^{1,2}, Витязь П.А.³, Григорьева Т.Ф.¹, Девяткина Е.Т.¹, Удалова Т.А.^{1,4},
Восмериков С.В.¹**

¹*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,
Новосибирск, Россия*

²*Новосибирский Государственный Университет,
Новосибирск, Россия*

³*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
Минск, Беларусь*

⁴*Новосибирский Государственный Технический Университет,
Новосибирск, Россия
grig@solid.nsc.ru*

Металлы – спутники платины (Ir, Ru, Rh), благодаря своим уникальным физико-химическим свойствам, таким, как чрезвычайно высокая химическая инертность, термостойкость и высокая плотность, востребованы практически во всех отраслях промышленности. Инертность к химическому воздействию позволяет использовать металлы – спутники платины (МСП) и их сплавы в антикоррозионных покрытиях, работающих в агрессивных средах при повышенных температурах. Высокая термостойкость позволяет использовать их при изготовлении топливных элементов космических аппаратов, жаропрочных лопастей турбинных двигателей, жаростойких тиглей для агрессивных сред и мундштуков для выдувания стекла, фильер для производства стекловолокна и пр. Небольшие добавки МСП увеличивают твердость, механическую прочность и износостойкость металлов и сплавов, эксплуатирующихся при больших нагрузках в авиации, космосе, в океанских глубинах.

При получении ультрадисперсных высококислотных МСП самой длительной и трудоемкой является стадия перевода их в растворимую форму, поскольку иридий, рутений и родий обладают высоким значением потенциала ионизации и характеризуются чрезвычайно высокой устойчивостью по отношению к химическому воздействию кислот и щелочей [1].

Известно, что интерметаллические соединения (ИМС) растворяются быстрее, чем входящие в их состав металлы за счет наличия большой межзеренной поверхности [2]. Если один из компонентов интерметаллида хорошо растворим, другие компоненты, в том числе инертные, также переходят в растворимую форму. Следовательно, для перевода инертных металлов в растворимые формы перспективным является синтез интерметаллических соединений с участием этих инертных металлов.

Во взаимодействующих системах твердый – жидкий металлы проявляются адсорбционно–активные свойства жидкого металла по отношению к твердому. Проникновение жидкого металла по границам зерен поликристаллов резко снижает прочностные характеристики последних [3,4]. Работа разрушения поликристаллического металла, находящегося в контакте с расплавом, снижается в сотни раз [5]. Согласно термодинамическим данным, МСП могут химически взаимодействовать с активным жидким галлием [6]. Поскольку Ga хорошо растворим в кислых растворах [7], существует возможность удалить его из интерметаллических соединений Ga_xMe_y ($Me = Ir, Ru, Rh$), полученных механохимическим методом, увеличивая, таким образом, способность МСП к растворению в кислотах.

Целью работы было изучение возможности механохимического синтеза интерметаллических соединений Ga_xMe_y ($Me = Ir, Ru, Rh$) в системах Ga–Ir, Ga–Ru, Ga–Rh, а также кислотного отделения галлия из синтезированных ИМС для перевода Ir, Ru и Rh в растворимые формы.

Механическую активацию смесей галлия с МСП проводили в высокоэнергетической шаровой планетарной мельнице с водяным охлаждением, в атмосфере Ar.

Для определения степени растворения МСП исходные металлы и продукты механической активации систем Ga – Ir (Ru, Rh) обрабатывали смесью концентрированных кислот («царской водкой») в течение 3 час, при температуре 348 К.

Рентгенофазовый анализ порошков проводили на дифрактометре XPERT-PRO с использованием излучения $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1.54051 \text{ \AA}$).

Морфологические характеристики и элементный состав как исходных порошков МСП, так и механохимически синтезированных продуктов в системах Ga – Ir (Ru, Rh) до и после кислотного отделения галлия изучали с помощью растрового электронного микроскопа JEOL 6601 LV с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором (ЭДРМ).

Изучение растворения исходных Ga, Ir, Ru, Rh в «царской водке», при температуре 348 К, показало, что при данных условиях Ga растворяется почти полностью в течение 40 мин, Ir в течение 180 мин практически не растворяется, и лишь 7.3 % Ru и 11.2 % Rh переходят в раствор в течение 180 мин.

Электронно-микроскопическое исследование порошков металлов до и после кислотной обработки показало, что морфология и размеры частиц практически не изменяются.

По данным рентгенографического исследования, в результате механической активации в смесях порошков иридия (рутения, родия) с галлием уже на начальных стадиях формируются интерметаллические соединения: GaIr при 2 мин активации, Ga_2Ru и GaRh при 14 мин активации, в соответствующих смесях (Рис. 1, а-в). С увеличением времени активации в смесях Ir и Ru с Ga содержание интерметаллидов растет, причем в смеси с Ru появляется соединение GaRu, в формировании которого участвует, кроме Ga и Ru, ранее образующееся соединение Ga_2Ru . Во всех исследованных системах взаимодействие протекает не полностью, о чем свидетельствует присутствие рефлексов исходных металлов на дифрактограммах.

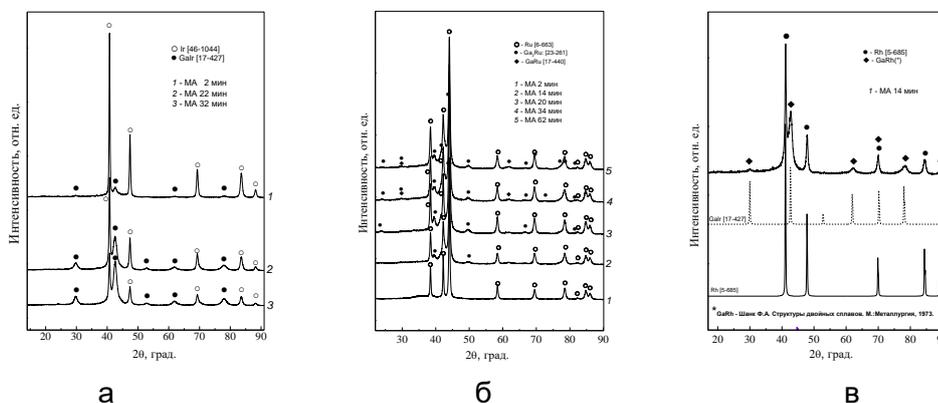


Рисунок 1 - Дифрактограммы продуктов механической активации смесей Ga + Ir (а), Ga + Ru (б) и Ga + Rh (в)

В результате обработки активированных смесей Ga + Ir, Ga + Ru и Ga + Rh «царской водкой» происходит частичное растворение сформированных интерметаллидов. Степень перехода МСП из интерметаллидов в раствор растет с увеличением времени механической активации, достигая ~40 % для иридия (время активации 32 мин), ~37 % для рутения (34 мин) и ~35 % для родия (14 мин). Размеры частиц нерастворимых осадков меньше в 3-10 раз по сравнению с размерами частиц исходных металлов. В качестве примера на рис. 2 представлены растровые электронные микрофотографии (РЭМ) для системы Ga – Ir.

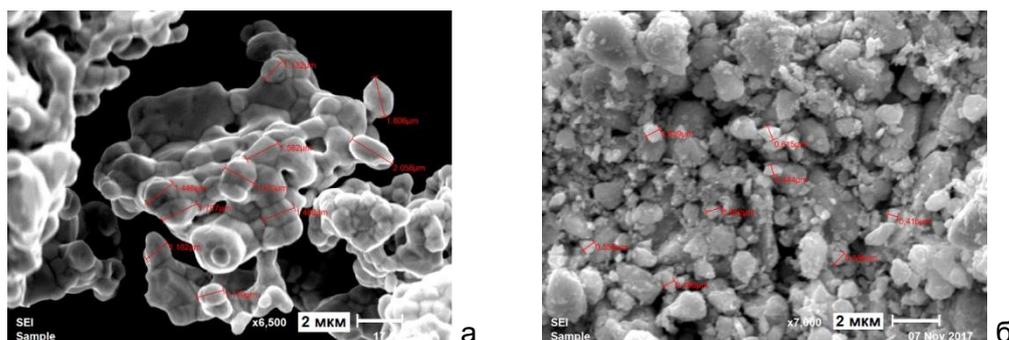


Рисунок 2 - РЭМ изображения частиц исходного иридия (а) и активированной смеси Ga + Ir (б) после кислотной обработки.

Исследования показали, что задача перевода химически инертных металлов-спутников платины в растворимую форму может быть решена за счет механохимического синтеза ИМС GaIr, Ga₂Ru, GaRu и GaRh.

Галлий переходит из интерметаллидов в раствор при обработке смесью концентрированных кислот, при этом реакционная способность МСП возрастает, и более 35-40 % МСП переходят в растворимые формы в виде комплексов типа H_xMCl_y (H₂M⁴⁺Cl₆) (M = Ir, Ru, Rh). Размеры частиц ультрадисперсных осадков чистых металлов Ir, Ru, Rh после растворения ИМС и высушивания меньше размеров частиц исходных Ir, Ru, Rh в 3-10 раз.

Возвращение ультрадисперсных осадков чистых металлов Ir, Ru, Rh на стадию механохимического синтеза ИМС позволяет достичь практически полного перевода Ir, Ru, Rh в растворимые формы. Растворенный Ga может быть восстановлен и также возвращен на стадию механохимического синтеза ИМС.

Использование механохимически синтезированных интерметаллических соединений иридия, рутения и родия с галлием позволяет сократить длительность процесса перевода Ir, Ru, Rh в растворимые формы приблизительно в 10 раз.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИХТТМ СО РАН (Регистр. № 121032500062-4).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гинзбург С.И., Езерская Н.А., Прокофьева И.В., Федоренко Н.В., Шленская В.И., Бельский Н.К. Аналитическая химия платиновых металлов / Под ред. акад. Алимарина И.П. М.: Наука, 1972. 616 с.
2. Каковский И.К., Поташников Ю.М. Кинетика процессов растворения. М.: Metallurgy, 1975. С. 126-138.
3. Hugo R.C., Hoagland R. In situ TEM observation of aluminum embrittlement by liquid gallium // Scripta Mater. 1998. V. 38, No. 3. P. 523-529.
4. Hugo R.C., Hoagland R. Penetration of aluminum: in situ TEM observation at the penetration front // Scripta Mater. 1999. V. 41, No. 12. P. 1341-1346.
5. Григорьева Т.Ф., Барина А.П., Ляхов Н.З. Механохимический синтез в металлических системах. Новосибирск: Параллель, 2008. 311 с.
6. Яценко С.П. Галлий. Взаимодействие с металлами. М.: Наука, 1974. 220 с.
7. Иванова Р.В. Химия и технология галлия. М.: Metallurgy, 1973. 392 с.

ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ С НАНОЧАСТИЦАМИ ДИОКСИДА ТИТАНА

Артемьев Ю.М., Орехов А.В., Павилайнен Г.В.
Санкт-Петербургский госуниверситет, Россия,
email: G_V_Pavilaynen@mail.ru

В работе обсуждается математическое моделирование процессов фотодеградации полимерных нанокомпозитов, содержащих фотоактивные добавки. В качестве математической основы использованы статистические вероятностные методы Монте-Карло [1]. Основное внимание уделено описанию экспериментально установленного факта снижения прочности полимерных нанокомпозитов с фотоактивными добавками при световом воздействии ультрафиолетового диапазона. Эффект снижения механической прочности полимерных нанокомпозитов, содержащих фотокатализаторы, назван «фотокаталитической усталостью» в связи с физико-механической аналогией процесса и хорошо разработанной теории усталостного накопления повреждений в металлах при многоцикловом нагружении.

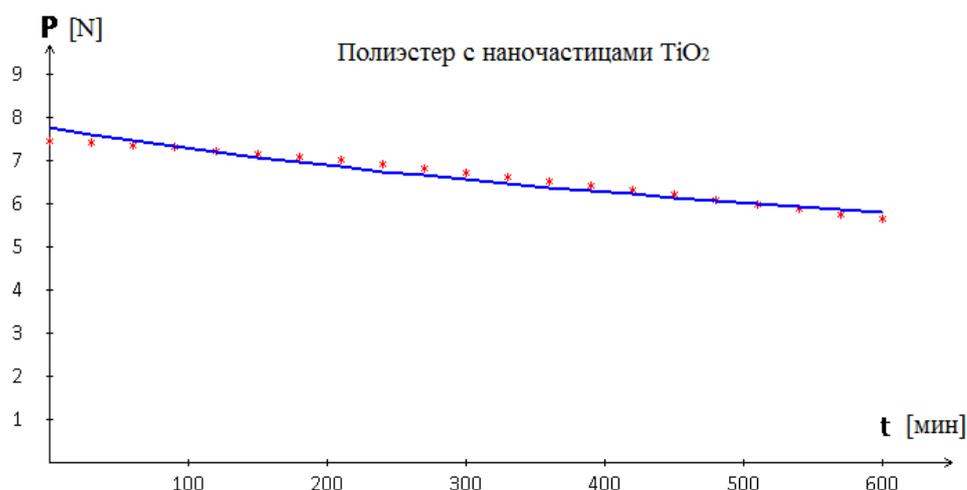
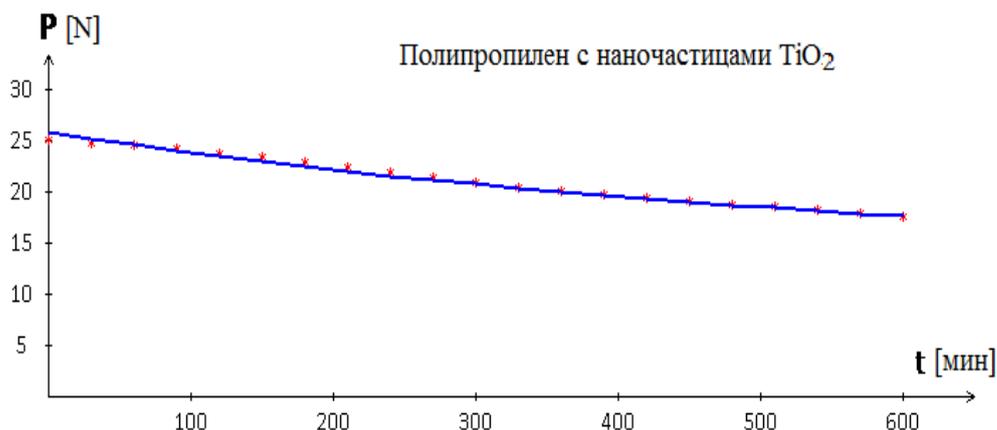
В металлах одной из основных причин возникновения усталостных трещин являются концентрации напряжений вокруг дислокаций и деклинаций и процесс хорошо описывается теорией «кривых Вёлера» [2].

В полимерных материалах фотокатализаторы, к которым относятся, в частности, оксиды титана, провоцируют возникновение концентрации напряжений при облучении солнечным светом [3-6]. Поэтому при исследовании этого эффекта используются аналоги «кривых Вёлера». Делается предположение, что возможным подходом к математическому моделированию процессов фотодеградации полимерных композитов и численной оценки их остаточной прочности может быть использовано уравнение кривых многоциклового усталости для образцов с концентраций напряжений [7], в которых количество циклов нагружения заменяется на время экспозиции с соответствующим пересчётом масштабов.

Использование такой аналогии позволяет по экспериментальным дискретным данным снижения прочности полимера определить параметры феноменологического уравнения, провести их статистическую «очистку» при помощи метода Монте-Карло, основанного на алгоритме простого случайного поиска.

Вычислительная схема заключается в решении экстремальной задачи нахождения минимума неотрицательной трансцендентной функции семи переменных, которая является относительным среднеквадратичным отклонением расчётных значений прочности полимерного нанокомпозита от соответствующих экспериментальных значений.

В качестве примеров применения предлагаемого подхода в статье приводятся зависимости фотокаталитической усталости полипропилена с наночастицами диоксида титана и для полиэстера с нанодобавками и без них [8]. Проводится анализ влияния процесса фотодеградации на прочностные свойства полимеров и на оценку долговременности их существования до разрушения. На рисунках ниже сопоставлены экспериментальные и теоретические результаты зависимости прочности на разрыв (P) от времени (t) полипропилена и полиэстера с наночастицами диоксида титана. Экспериментальные точки обозначены красными звездочками, теория - синей линией. Точность аппроксимации в пределах 2%.



Следует принять, что процесс фотокаталитической деградации связан не только с накоплением механических повреждений в полимере, но и с процессом термического разрушения за счёт фототермического процесса превращения поглощённого света введёнными в полимер наночастицами в тепловую энергию. Данный вопрос в настоящее время находится в стадии экспериментальных исследований [9-11] и не затрагивается в предложенной авторами модели фотокаталитической усталости, хотя авторы точно уверены в том, что корректное и полное физическое описание процесса фотодegradации и математическое моделирование этого процесса позволят решить две важные задачи в создании и использовании новых материалов, а именно, задачу создания стабильных конструкционных материалов длительного использования и обратную задачу – создания легко разрушаемых полимеров под влиянием естественных факторов. Первая задача непосредственно связана с техническими решениями для конструкций, находящихся под интенсивным солнечным воздействием в безвоздушной среде, а вторая непосредственно связана с решениями задач экологии и утилизации бытовых полимерных отходов.

Совершенствование предложенного авторами подхода может идти по пути увеличения количества исследуемых параметров, в частности, введение в рассмотрение законов термоупругости и термопластичности, а также теории старения материала с учетом скорости деформирования. С точки зрения фотокаталитических процессов это означает введение в математическую модель зависимости скорости фотохимических процессов в материале от температуры реакции и скорости накопления повреждений от интенсивности излучения.

Отдельно рассматривается вопрос исследования феномена кратковременного упрочнения полиамида при солнечном облучении с последующим процессом его деградации, т.е. снижения его механической прочности [8]. Показано, что применение построенной авторами математической модели для исследования полиамида,

обладающего заметным начальным упрочнением, дает погрешность аппроксимации экспериментальных данных до 10%. Как уже было сказано выше это означает продолжение работ по совершенствованию предложенной математической модели фотокаталитической усталости полимеров с нановключениями.

Работа была частично поддержана Санкт-Петербургским Государственным университетом посредством исследовательского гранта ID 91696387.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ермаков С.М. Метод Монте-Карло и смежные вопросы. М.: Наука. 1975. 472 с.
2. Wöhler A. Über die Festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl. Zeitschrift für Bauwesen. 1870. 20: pp. 73–106.
3. Zepeng Mao, Zhangbin Yanga, Jun Zhang SrTiO₃ as a new solar reflective pigment on the cooling property of PMMA-ceramic composites // *Ceramics International* Volume 45, Issue 13, September 2019, pp. 16078-16087 <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.05.124>.
4. Shuang Shi, Dongya Shen, Tao Xu, Yuqing Zhang Thermal, optical, interfacial and mechanical properties of titanium dioxide/shape memory polyurethane nanocomposites // *Composites Science and Technology* Volume 164, 18 August 2018, pp. 17–23. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2018.05.022>.
5. Serpone N., Emeline A.V. Semiconductor Photocatalysis - Past, Present, and Future Outlook *J. Phys. Chem. Lett.* 2012, 3, 5, 673–677 Publication Date: March 1, 2012 <https://doi.org/10.1021/jz300071j>.
6. Рэнби Б., Рабек Я. Фотодеструкция, фотоокисление, фотостабилизация полимеров. М.: Мир, 1978. 676 с.
7. Степнов М.Н., Наумкин А.С. Расчетно экспериментальный метод построения кривых многоциклового усталости для элементов конструкций с концентрацией напряжений // *Проблемы машиностроения и надежности машин.* 2012. № 1. С. 44-49.
8. Wiener J., Chladova A., Shahidi Sh., Peterova L. Effect of UV Irradiation On Mechanical and Morphological Properties of Natural and Synthetic Fabric Before and After Nano-TiO₂ Padding. // *Autex Research Journal.* 2017. 17(4), pp. 370–378 DOI:<http://dx.doi.org/10.1515/aut-2017-0002>.
9. Klemchuk P.P. Influence of pigments on the light stability of polymers: A critical review *Polymer Photochemistry* Volume 3, Issue 1, January 1983, pp. 1-27. DOI:10.1016/0144-2880(83)90042-8.
10. Эмануэль Н.М., Бучаченко А.Л. Химическая физика молекулярного разрушения и стабилизации полимеров. М.: Наука, 1988, 368 с. DOI:10.1016/0144-2880(83)90042-8.
11. Egerton G.S., Shah K.M. The Effect of Temperature on the Photochemical Degradation of Textile Materials Part I: Degradation Sensitized by Titanium Dioxide. *Textile Research Journal.* 1968. Volume: 38 Issue: 2 pp. 130-135. <https://doi.org/10.1177/004051756803800204>.

**РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ТОЧЕЧНОЙ СВАРКИ
ТОКОПРОВОДЯЩИХ ШИН МНОГОЭЛЕМЕНТНЫХ ЛИТИЕВЫХ АККУМУЛЯТОРНЫХ
БАТАРЕЙ**

Зеленин В.А.¹, Волочко А.Т.¹, Янкевич С.Н.²

¹*Физико-технический институт НАН Беларуси,
Минск, Беларусь*

²*ОАО "Приборостроительный завод Оптрон",
Минск, Беларусь*

Введение

Использование персонального электротранспорта имеет ряд преимуществ перед использованием транспорта с ДВС. Использование электровелосипедов, электросамокатов и др. электротранспортных средств благоприятно скажется на расходах граждан, так как по «стоимости одного километра пробега» электротранспорт оказывается в несколько раз дешевле.

Основными элементами персонального электротранспорта являются электропривод, блоки электронного управления и коммутации и непосредственно литиевая аккумуляторная батарея (АКБ), составляющая более 70 % стоимости любого транспортного средства на электротяге и имеющая в своем составе отдельные ячейки, сваренные в блок определенной емкости. Независимо от типа используемой АКБ (литий-ионной, литий-железо-фосфатной и др.) корпус элементов питания изготавливают из никелевого сплава, что накладывает ограничения на материалы, с помощью которых может осуществляться коммутация (сварка) блоков аккумуляторной батареи. В промышленности для этой цели применяются стальные никелированные и никелевые соединительные шины. При небольших удельных нагрузках (до 3-х емкостей АКБ, максимальный ток разряда которых, в А $I \leq 3 \times E$, где E – емкость АКБ в А·ч) данные решения приемлемы, но при увеличении мощности электротранспорта до $I \geq 5 E$ требуется снижение переходных сопротивлений соединительных шин. Наиболее доступным решением является применение соединительных шин из алюминия или меди, второй вариант является более предпочтительным. Однако из-за высокой теплопроводности меди, при одностороннем доступе к электродам элементов питания возникают трудности с получением надежных сварных соединений методом точечной контактной сварки.

Проведен анализ процессов теплообмена при контактной сварке между токопроводящими шинами из материалов на основе меди и электродами элементов питания из никеля или из стали с никелевым покрытием. Определена эквивалентная схема протекания токов при точечной сварке. Показано, что при высоких токах разряда многоэлементных аккумуляторных батарей в качестве токопроводящих шин целесообразно использовать материалы на основе меди, имеющие в 4-5 раз более высокую удельную электропроводность, чем у никеля.

Аналитическое исследование

При замене никелевых шин на медные изменяется их поверхностное сопротивление, что приводит к изменению соотношения величин токов в цепях ab и $acdb$ (рис. 1 и 2). Кроме того, изменяются объемы, а следовательно, и температуры разогрева зон вблизи точек e и f , тепловые потоки и температурные градиенты.

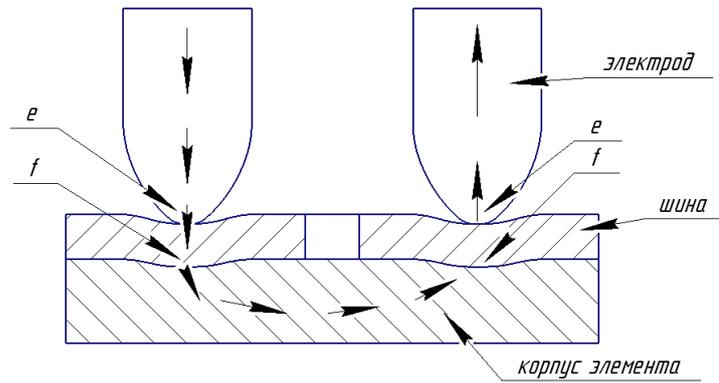
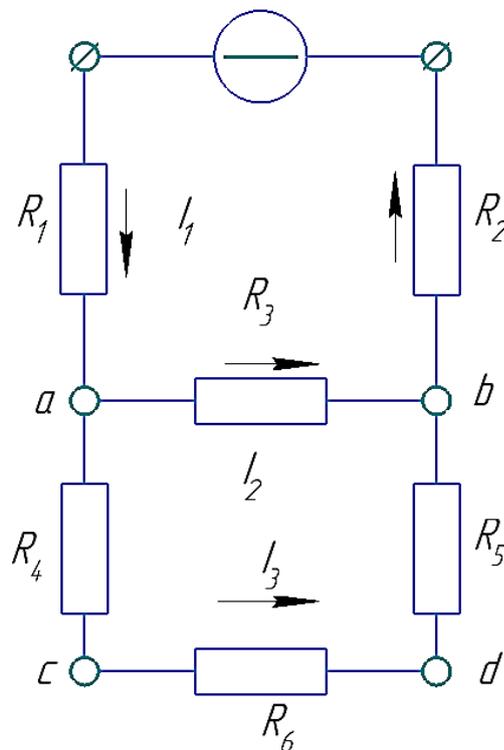


Рисунок 1 – Области выделения тепла в шине (e) и в корпусе (f) элемента питания при точечной сварке



R_1, R_2 – переходные сопротивления между сварными электродами и
 R_1, R_2 – переходные сопротивления между сварными электродами и соединительной шиной;
 R_3 – сопротивление участка шины между сварными электродами; R_4, R_5 – переходные
 сопротивления между и соединительной шиной и участками корпуса элемента питания;
 R_6 – сопротивление участка корпуса элемента питания между сварными электродами
 Рисунок 2 – Эквивалентная схема протекания токов при точечной сварке

Рассмотрим процессы тепловыделения и теплообмена при точечной сварке медной шины с корпусом элемента питания из никеля. При толщине медной шины 0,2 мм при удельном сопротивлении $1,58 \cdot 10^{-8}$ Ом·м ее поверхностное сопротивление составит $8 \cdot 10^{-5}$ Ом/кв. Контуры распределения силовых линий тока при размещении сварочных зондов в поперечном направлении к оси шины на расстоянии 4 – 6 мм между ними представлено на рис. 3. При расстоянии между сварочными электродами 4–6 мм сопротивление внутреннего контура r_1 составляет от $8 \cdot 10^{-5}$ Ом до $1,6 \cdot 10^{-4}$ Ом, а внешнего контура r_2 — менее $4 \cdot 10^{-5}$ Ом.

Общее сопротивление участка шины между сварными электродами

$$R_3 = \frac{r_1 \cdot r_2}{r_1 + r_2} \approx 2,7 \cdot 10^5 \text{ Ом}$$

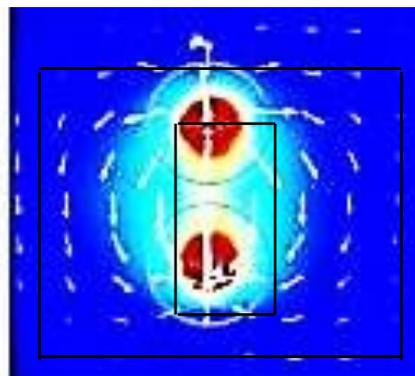


Рисунок 3 – Контуры силовых линий тока в шине при точечной сварке

При наличии локальных контактов шины с корпусом элемента питания сопротивление участка шины между сварными электродами R_3 увеличивается с $2,7 \cdot 10^{-5}$ Ом до $\sim 1,4 \cdot 10^{-4}$ Ом. Величина тока, протекающего по корпусу элемента питания при сварке I_3 , будет при сопротивлении участка цепи $acdb$ $2,2 \cdot 10^{-3}$ Ом в ~ 15 раз меньше величины тока I_2 , протекающего по соединительной шине.

При пропускании импульса тока силой 1000 А в точке e выделяется тепло $Q_1 = 1$ Дж.

Поскольку $I_1 = I_2 + I_3$, а $I_2 \approx 15 \cdot I_3$, то при $I_2 = 938$ А и $I_3 = 62$ А в точке f выделяется тепло

$$Q = I_3^2 \cdot R_4 \cdot t = 62^2 \cdot 1 \cdot 10^{-3} \cdot 1 \cdot 10^{-3} = 0,004 \text{ Дж}$$

В токопроводящей шине выделяется тепло

$$Q_3 = I_2^2 \cdot R_3 \cdot t = 938^2 \cdot 1,4 \cdot 10^{-3} \cdot 1 \cdot 10^{-3} = 0,12 \text{ Дж}$$

Примыкающий к электроду слой шины толщиной 200 мкм, нагревается до температуры

$$T_e = \frac{Q_1}{c \cdot V_1} = \frac{1}{3,86 \cdot 6,3 \cdot 10^{-4}} \approx 410^\circ \text{C},$$

где $c = 3,86$ МДж/(м³К) = 3,86 Дж/(см³К) – объемная теплоемкость меди;

$$V_1 = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot h = \frac{3,14 \cdot 2^2}{4} \cdot 0,2 \approx 6,3 \cdot 10^{-4} \text{ см}^3.$$

Количество тепла, необходимое для разогрева переходного слоя в соответствии с диаграммой состояния Cu–Ni до температуры 1300 °С (рис. 4) с учетом частичного подогрева шины теплом, выделившимся в области e (\sim на 200 К), равно

$$Q_{ii} = \frac{1}{2} \cdot (3,26 + 3,86) \cdot (1300 - 200 - 20) \cdot 6 \cdot 10^{-6} = 0,023 \text{ Дж}$$

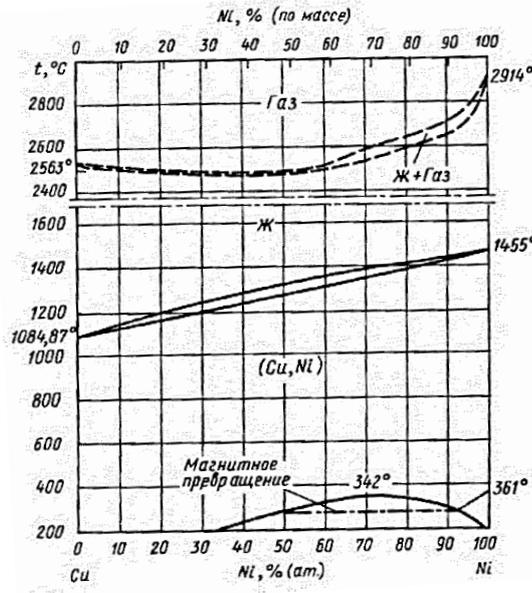


Рисунок 4 – Диаграмма состояния системы Cu–Ni [1]

Количество тепла, необходимое для плавления переходного слоя при теплоте плавления никеля 300 Дж/г и меди 213 Дж/г и плотности $\gamma_{\text{Ni}} = \gamma_{\text{Cu}} = 8,9 \text{ г/см}^3$, равно

$$Q_{\text{пл}} = \frac{1}{2} \cdot (300 + 213) \cdot V_y = 256 \cdot 6 \cdot 10^{-6} \cdot 8,9 \approx 0,012 \text{ Дж}$$

Поскольку $Q_n + Q_{\text{пл}} = 0,023 + 0,012 = 0,035 \text{ Дж}$ больше тепла, выделившегося в точке f ($0,004 \text{ Дж}$), то между шиной и корпусом элемента питания сварного соединения не образуется.

Рассмотрим влияние длины и конфигурации пазов на сопротивление участка шины между сварными электродами (рис. 5).

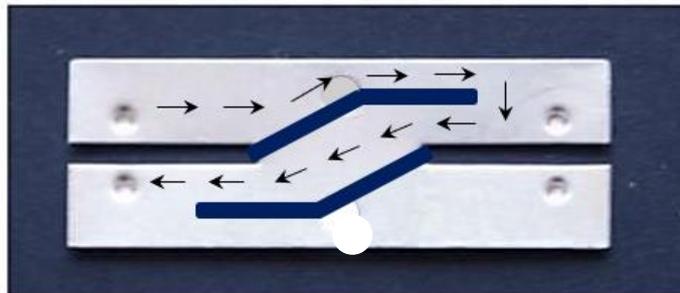


Рисунок 5 – Соединительная шина с удлиненными пазами

Траектория прохождения тока по шине при сварке показана стрелками, каждая из которых соответствует одному квадрату сопротивления шины.

Сопротивление участка шины с данной конфигурацией пазов между сварными электродами R_3 увеличивается до $12 \cdot 8 \cdot 10^{-5} \approx 1 \cdot 10^{-3} \text{ Ом}$.

Величина тока, протекающего по корпусу элемента питания при сварке I_3 , будет при сопротивлении участка цепи $acdb$ $2,2 \cdot 10^{-3} \text{ Ом}$ в 2,2 раза меньше величины тока I_2 , протекающего по соединительной шине.

При пропуске импульса тока силой 1000 А в точке e выделяется тепло $Q_1 = 1 \text{ Дж}$.

Поскольку $I_1 = I_2 + I_3$, а $I_2 \approx 2,2 \cdot I_3$, то при $I_2 = 690 \text{ А}$ и $I_3 = 310 \text{ А}$ в точке f выделяется тепло

$$Q_2 = I_3^2 \cdot R_4 \cdot t = 310^2 \cdot 1 \cdot 10^{-3} \cdot 1 \cdot 10^{-3} \approx 0,1 \text{ Дж}$$

В токопроводящей шине выделяется тепло

$$Q_3 = I_2^2 \cdot R_3 \cdot t = 690^2 \cdot 1 \cdot 10^{-3} \cdot 1 \cdot 10^{-3} \approx 0,48 \text{ Дж}$$

Примыкающий к электроду слой шины толщиной 200 мкм, нагревается до температуры

$$T_e = \frac{Q_1}{c \cdot V_1} = \frac{1}{3,86 \cdot 6,3 \cdot 10^{-4}} \approx 410^\circ \text{C},$$

где $V_1 = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot h_1 = \frac{3,14 \cdot 2^2}{4} \cdot 0,2 \approx 6,3 \cdot 10^{-4} \text{ см}^3$.

Тепловой поток в шину в течение процесса сварки ($1 \cdot 10^{-3}$ с) составляет

$$q_1 = \frac{Q_1}{F_1 \cdot t_1} = \frac{1}{3,14 \cdot 10^{-6} \cdot 1 \cdot 10^{-3}} = 3,2 \cdot 10^8 \text{ Вт} / \text{м}^2.$$

Градиент температуры

$$\frac{\partial T}{\partial n} = \frac{3,2 \cdot 10^8}{370} \approx 1 \text{ К} / \text{мкм}.$$

В момент окончания прохождения первого импульса тока температура на границе раздела электрод–шина составит $410 + 1 \cdot 100 \approx 500^\circ \text{C}$.

А на границе раздела шина–корпус $410 - 1 \cdot 100 \approx 300^\circ \text{C}$.

Тепло Q_2 , выделяющееся в точке f , идет на разогрев и плавление переходного слоя шина–корпус толщиной $l = 2 \cdot 10^{-4} \text{ см}$, площадью $\sim 3 \cdot 10^2 \text{ см}^2$ и объемом $\sim 6 \cdot 10^{-6} \text{ см}^3$.

Количество тепла, необходимое для разогрева переходного слоя до температуры плавления и для плавления переходного слоя равно

$$Q_n + Q_{пл} = 0,035 \text{ Дж}.$$

Следовательно, при прохождении первого импульса тока толщина сварной зоны $l_{св}$ между шиной и корпусом элемента питания может достичь $\sim (3)l$, т.е. 5–6 мкм.

Тепловой поток в корпус элемента питания составляет

$$q_2 = \frac{Q_2}{F_2 \cdot t} = \frac{0,1}{3,14 \cdot 10^{-6} \cdot 1 \cdot 10^{-3}} \approx 3,2 \cdot 10^7 \text{ Вт} / \text{м}^2.$$

Средняя температура нагрева корпуса в зоне f толщиной 0,2 мм и объемом

$$V_2 = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot h_2 = \frac{3,14 \cdot 2^2}{4} \cdot 0,2 \approx 6,3 \cdot 10^{-4} \text{ см}^3$$

$$T_f = \frac{Q_2}{c \cdot V_2} = \frac{0,1}{3,26 \cdot 6,3 \cdot 10^{-4}} \approx 50^\circ \text{C}$$

На основании проведенных расчетов построена эпюра распределения температуры по поперечному сечению зоны сварки.

За время $1 \cdot 10^{-3}$ с между импульсами тока происходят процессы перераспределения тепла и температур в зоне сварки. Вследствие того, что теплопроводность меди в 4 раза выше, чем у никеля, средняя температура шины в области сварки снизится примерно в 2 раза и составит $\sim 200^\circ \text{C}$.

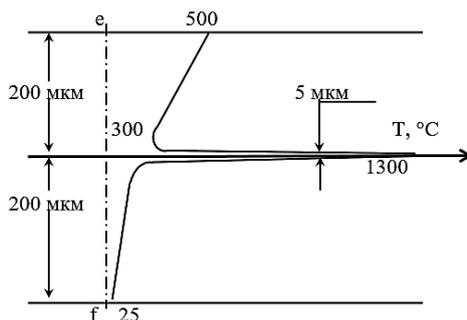


Рисунок 6 – Распределение температуры в зоне сварки в момент окончания прохождения первого импульса тока

Вследствие снижения переходного сопротивления между шиной и корпусом до $\sim 5 \cdot 10^{-4}$ Ом изменяется соотношение величины токов в цепях ab и $acdb$. Величина сопротивления цепи ab , вследствие нагрева шины вблизи электродов до 250°C , увеличивается до $1,5 \cdot 10^{-3}$ Ом, а цепи $acdb$ — снижается до $2,0 \cdot 10^{-3}$ Ом. Соответственно величина тока в цепи ab снижается с 690 до ~ 570 А, а в цепи $acdb$ возрастает с 310 до 430 А. Следовательно, при прохождении второго импульса тока в точке e выделяется тепло $Q_4 = Q_1 = 1$ Дж.

В точке f выделяется тепло Q_5

$$Q_5 = I_3^2 \cdot R_4 \cdot t = 430^2 \cdot 5 \cdot 10^{-4} \cdot 1 \cdot 10^{-3} = 0,092 \text{ Дж}$$

Температура примыкающего к электроду слоя шины повысится при этом на величину T_{e2}

$$T_{e2} = \frac{Q_4}{c \cdot V_1} = \frac{1}{3,86 \cdot 6,3 \cdot 10^{-3}} \approx 410^\circ\text{C}.$$

При этом примыкающая к сварочным электродам область шины разогреется до температуры $250 + 410 = 660^\circ\text{C}$.

Тепло Q_5 , выделяющееся в точке f , идет на разогрев и плавление переходного слоя шина–корпус элемента питания.

Объем образующейся медь–никелевой сварной области V_c при разнице между температурой ее плавления и температурой шины

$$\Delta T = 1300 - 660 = 640^\circ\text{C}$$

$$V_c = \frac{0,6 \cdot 0,092}{3,56 \cdot 640} \approx 2,4 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^2$$

Т.е., при площади сварной зоны $F_c \approx 1$ мм² ее толщина будет равна $0,024$ мм = 24 мкм.

Полученные результаты, свидетельствуют о высокой вероятности получения методом односторонней двухимпульсной точечной сварки надежных сварных соединений медной шины с никелевыми электродами элементов питания АКБ. Однако необходимо проведение экспериментальной проверки соответствия полученных таким образом соединений требованиям к их прочности и уровню переходных сопротивлений, предъявляемым к коммутации элементов питания многоэлементных батарей.

Выводы

Проведен анализ процессов теплообмена при контактной сварке между токопроводящей шиной из меди и электродами элементов питания из никеля. Определена эквивалентная схема протекания токов при точечной сварке. Показано, что при токах разряда многоэлементных аккумуляторных батарей $I \geq 5 \cdot E$, где I – ток разряда, в А, E – емкость АКБ, в А·ч, в качестве токопроводящих шин целесообразно использовать материалы на основе меди, имеющие в 4–5 раз более высокую удельную электропроводность, чем у никеля. Результаты расчетов показали теоретическую возможность проведения процесса коммутации элементов питания медными шинами методом односторонней двухимпульсной точечной сварки. Однако требуется проведение экспериментальной проверки соответствия полученных таким образом соединений требованиям к их прочности и уровню переходных сопротивлений, предъявляемым к коммутации элементов питания многоэлементных батарей.

Работа выполнена при поддержке БРФФИ.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т. 2 / Под ред. Н.П.Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЗОН
ТЕРМООБРАБОТАННОГО МАТЕРИАЛА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ**

Веремейчик А.И., Миширук О.М., Нерода М.В., Холодарь Б.Г.

Брестский государственный технический университет,

Брест, Беларусь

E-mail: vai_mrtm@bstu.by

Известно, что различного рода включения, некоторым образом возникшие в однородном теле, влияют на локальное напряженно-деформированное состояние (НДС) материала в своей окрестности [1–3]. Это влияние можно охарактеризовать либо через коэффициенты концентрации напряжений, либо через параметры, используемые в механике разрушения, например, коэффициенты интенсивности напряжений. Имеются аналитические и численные решения, в том числе приведенные в соответствующих справочниках [3–5]. При лазерной, плазменной и других высокоэнергетических методах сосредоточенного воздействия на деталь возникают зоны измененной структуры исходного материала – зона целевого воздействия и окружающая ее зона термического влияния. В последней структура заметно отличается как от структуры зоны обработки, так и от структуры основного материала, и управление ее свойствами ограничено в связи с отсутствием возможности непосредственного сопутствующего воздействия на структурообразование в этой области. Данные о свойствах материала в этих областях ограничены, что является существенным недостатком при прогнозировании поведения обработанного объекта в разнообразных условиях его эксплуатации.

Наиболее важными параметрами материала, определяющими его прочностные свойства, являются модули упругости, коэффициенты Пуассона, пределы прочности и текучести и располагаемая пластичность. Однозначных аналитических зависимостей между ними не существует, поэтому после сосредоточенной высокоэнергетической обработки материала имеет место большая неопределенность в их значениях. Поскольку глубина обработки невелика сравнительно с толщиной детали, то наиболее естественно проводить оценки при отсутствии в ней градиентов напряжений, например, при однородном напряженно-деформированном состоянии растянутого образца.

Чтобы оценить ориентировочно степень влияния различий таких характеристик как модуль упругости и коэффициент Пуассона двух новообразованных зон детали сравнительно с характеристиками основного материала, было проведено конечно-элементное моделирование задачи о растяжении стержня с дорожкой обработанного материала, окруженной промежуточной зоной термического влияния. Длина дорожки либо равна длине стержня, либо укорочена для учета влияния ее торцевой области. Кроме того, при проведении расчетов изменялась толщина промежуточного слоя. В виду симметрии задачи при моделировании достаточно рассматривать выделенную четвертинку образца (рисунок 1). Длина укороченного участка дорожки составляла 5/11 длины выделенного участка стержня. Конечно-элементная модель задачи показана на рисунке 2. Левый верхний угол размерами 0.4×0.4 мм занимает область лазерной обработки. Этот объем всесторонне окружен переходной областью толщиной 0.2 мм с возможностью ее уменьшения до 0.1 мм. Весь остальной объем занят исходным (основным материалом). Габаритные размеры модели 2.0×2.6×4.4 мм. Используются конечные элементы типа “brick”, “wedge”, “tetra”.

Граничные условия задавались в виде $V_y=0$ по верхней грани тела, $W_z=0$ по задней торцевой грани, $U_x=0$ по левой грани. На правой продольной грани условия либо не задавались ($U_x \neq 0$, имитация стержневого образца), либо задавалось условие $U_x=0$ для имитации стесненной деформации, например, в пластинах. Модуль упругости исходного (*bas*) материала $E=2 \cdot 10^5$ МПа, коэффициент Пуассона $\mu=0,3$. Модули упругости промежуточного (*int*) и обработанного (*pr*) слоев и их коэффициенты

Пуассона варьировались, но принято, что все материалы остаются в упругой области работы, что соответствует большинству реализующихся случаев эксплуатации деталей и конструкций. Нагружение осуществлялось путем задания перемещения торцевого сечения на заданную величину $W_z=0.0044$ мм, что соответствует напряжениям $\sigma_z=200$ МПа для однородного стержня. Расчеты показали, что выбранная длина стержня достаточна для выравнивания напряженного состояния по его объему. В качестве расчетного пакета использован NASTRAN. Отношение модулей упругости обработанного материала к модулю исходного варьировалось в пределах 1.0 – 1.5, коэффициентов Пуассона соответственно в пределах 0.7 – 1.4.

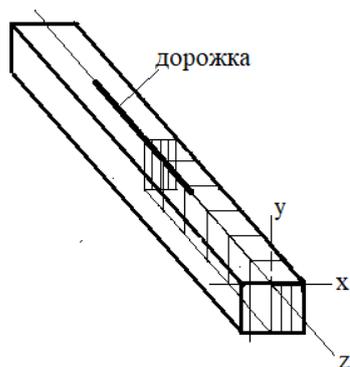


Рисунок 1 – Образец и выделенный элемент

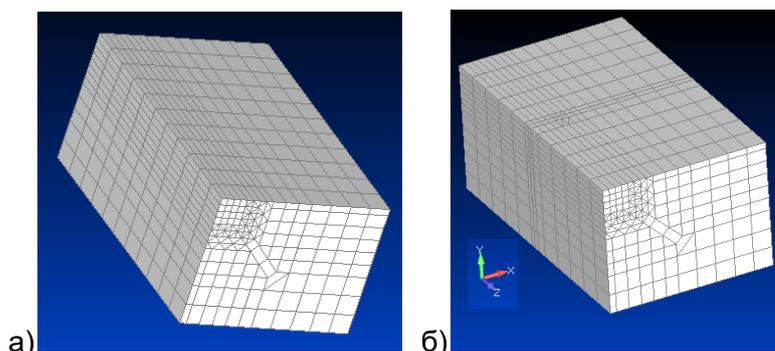


Рисунок 2 – Геометрическое представление конечно-элементной модели:
а) дорожка по всей длине, б) дорожка на части длины

Величины напряжений являются средними в соответствующих элементах. Их значения в угловых точках элементов здесь не используются, так как в виду малости размеров конечных элементов сравнительно с габаритными размерами тела максимальные значения в них достаточно близки к средним. Главные напряжения σ_i близки к продольным напряжениям σ_z , поэтому их уровни не выведены отдельно. Максимальная интенсивность напряжений (эквивалентные напряжения по критерию Мизеса) и максимальные главные напряжения достаточно близки между собой, максимальные касательные напряжения близки к значениям $\sigma_i/2$ и $\sigma_z/2$, что говорит о несущественном влиянии поперечных напряжений. Некоторые результаты расчетов приведены на рисунке 3.

Результаты исследований показывают, что любое отклонение от исходных параметров ведет к изменению распределения напряжений по объему детали. Их максимум может реализоваться как в обработанном слое, так и в основном материале, промежуточном слое или на границах слоев. При возрастании модуля упругости обработанного слоя над модулем исходного материала всегда имеет место и возрастание максимальных напряжений σ_i и σ_z , в то время как возникающие на границе переходной зоны и основного материала минимальные σ_i падают, а минимальные σ_z возрастают. Возможно, здесь играет роль и геометрия конечно-элементного разбиения, поскольку известно, например, что тетрагональные элементы имеют повышенную жесткость сравнительно с прямоугольными.

Установлено, что влияние коэффициента Пуассона нелинейно и отклонение коэффициента Пуассона обработанной зоны от коэффициента для исходного материала в любую сторону ведет к возрастанию максимальных напряжений, но по-разному может сказаться на уровне минимальных напряжений. При обнулении толщины t промежуточного слоя (схема с укороченной дорожкой) изменение коэффициента Пуассона относительно значения для исходного материала приводит к незначительному снижению концентрации напряжений, а для $\mu_{pr} \leq 0.3$ коэффициент $K_{конц}$ приближается снизу к значениям для $t=0.2$ мм, что позволяет предположить существование толщины t_{int} , которой соответствует минимальный уровень концентрации напряжений возле обработанной дорожки.

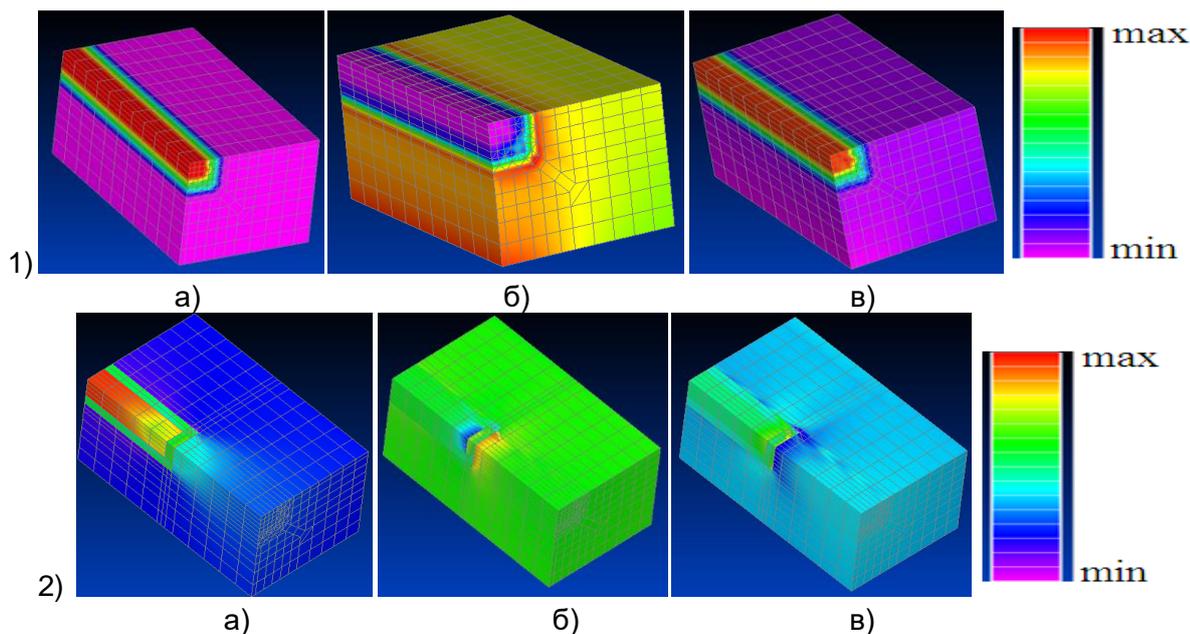


Рисунок 3 – Распределение эквивалентных напряжений по критерию Мизеса σ_i при термообработке по всей длине (1) и части длины (2) и свободной правой грани $U_x^{np} \neq 0$, толщина промежуточного слоя $t_{int}=0.2$ мм

- а) $E_{bas} = 2 \cdot 10^5$ МПа, $E_{int} = 2,5 \cdot 10^5$ МПа, $E_{pr} = 3 \cdot 10^5$ МПа, $\mu_{bas} = 0.3$, $\mu_{int} = 0.3$, $\mu_{pr} = 0.3$
 б) $E_{bas} = 2 \cdot 10^5$ МПа, $E_{int} = 2 \cdot 10^5$ МПа, $E_{pr} = 2 \cdot 10^5$ МПа, $\mu_{bas} = 0.3$, $\mu_{int} = 0.36$, $\mu_{pr} = 0.42$
 в) $E_{bas} = 2 \cdot 10^5$ МПа, $E_{int} = 2 \cdot 10^5$ МПа, $E_{pr} = 2 \cdot 10^5$ МПа, $\mu_{bas} = 0.3$, $\mu_{int} = 0.24$, $\mu_{pr} = 0.21$

Полученные значения коэффициентов концентрации, хотя и отражают общие тенденции трансформации НДС при наличии локальной обработки материала, не являются однозначными, а зависят от геометрических и механических характеристик объекта (соотношений размеров обработанной дорожки и исходной детали, толщин промежуточного слоя, соотношений модулей и коэффициентов Пуассона материалов слоев). Это обстоятельство показывает как решающую важность знания точных механических характеристик материала в зоне локального воздействия, так и необходимость проведения расчетов на прочность заданной детали с учетом наличия этого воздействия, без чего невозможен выбор оптимального режима обработки для обеспечения требуемых эксплуатационных свойств упрочняемых деталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Мусхелишвили, Н. И. Некоторые основные задачи математической теории упругости / Н. И. Мусхелишвили. – М. : Наука, Главн. ред. физ.-мат. лит., 1966. – 708 с.
2. Нейбер, Г. Концентрация напряжений / Г. Нейбер ; пер. с нем. Н. Н. Лебедева; под ред. проф. А. И. Лурье. – Москва ; Ленинград : Гостехиздат, 1947. – 204 с.
3. Савин, Г.Н. Концентрация напряжений около отверстий / Г. Н. Савин. – Москва ; Ленинград : Гос. изд-во техн.-теорет. лит., 1951. – 496 с.
4. Прочность, устойчивость, колебания. Под ред. И. А. Биргера и Я. Г. Пановко. Справочник в 3-х томах. – М. : Машиностроение. Т. 2. – 1968. – 463 с.
5. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений : В 2 т. / [Ито Ю. и др.] ; под ред. Ю. Мураками; Пер. с англ. под ред. Р. В. Гольдштейна, Н. А. Махутова. – М. : Мир, 1990. – 448 с. (том 1). – 568 с. (том 2).

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ МОНОТОННОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ

Беляев Ф.С.¹, Волков А.Е.², Евард М.Е.²

¹Институт Проблем Машиноведения РАН,
Санкт-Петербург, Россия

²Санкт-Петербургский Государственный Университет,
Санкт-Петербург, Россия
e-mail: belyaev_fs@mail.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) благодаря своим уникальным свойствам нашли множество применений в перспективных приложениях техники и медицины. В некоторых из них детали из СПФ подвергаются высоким нагрузкам, что порождает необходимость проведения оценки их прочности. Кроме того, рабочие элементы из этих сплавов часто функционируют в условиях циклически изменяющихся температур, деформаций и напряжений, что может привести к их усталостному разрушению. В связи с этим возникает задача расчета усталостной прочности элементов из СПФ и прогнозирования их срока службы. В работе [1] был предложен критерий разрушения СПФ, учитывающий влияние ориентированных дефектов, образующихся при микропластической деформации вблизи растущих мартенситных пластин и выступающих как концентраторы напряжений. Однако, он не был пригоден для описания разрушения при активном одностороннем деформировании образцов, при котором развитие пластической деформации и порождаемых ею дефектов приводит к повреждению материала и в конечном счете к разрушению. В настоящей работе предпринята попытка расширить применимость критерия для единообразного описания разрушения как при монотонном пропорциональном нагружении, так и при циклических термомеханических воздействиях.

В основе критерия, предложенного в работе [1], лежит критерий разрушения Мизеса $T_\sigma = \tau_F$, согласно которому разрушение происходит, когда интенсивность тензора напряжений достигает критического значения. Критерий Мизеса был модифицирован к виду (1) для описания разрушения на микроуровне:

$$k_1 \frac{tr(\sigma)}{3} + \left(1 + k_2 \frac{b_n}{\beta^*}\right) T_\sigma = \frac{\tau_F}{(1+p)}, \quad (1)$$

где T_σ – интенсивность касательных напряжений (эквивалентное напряжение Мизеса), $tr(\sigma)$ – след тензора напряжений, b_n – плотность ориентированных дефектов, связанных с ростом n -го ориентационного варианта мартенсита, τ_F – предел прочности, p – поврежденность материала, k_1 , k_2 и β^* – материальные постоянные.

Первое слагаемое в (1) учитывает тот факт, что гидростатическое давление препятствует разрушению. Скопления ориентированных дефектов создают поля внутренних напряжений, которые локально суммируются с внешним напряжением. Для учета этого эффекта был введен коэффициент $(1+k_2 b/\beta^*)$, который увеличивается с ростом плотности дефектов b_n . В процессе деформирования в материале образуются микроповреждения, микротрещины и т.п., которые снижают его прочность. В критерии это учитывается путем введения эффективного предела прочности $\tau_F/(1+p)$, который убывает с ростом поврежденности p . При этом считается что параметр p , оценивающий поврежденность зерна, пропорционален сумме микропластических деформаций зерна. В работе [1] критерий разрушения проверяли для каждой из плотностей ориентированных дефектов микропластической деформации. Представительный объем считался разрушенным, если хотя бы для одного концентратора напряжений в каком-либо зерне выполнен критерий.

При дальнейшем развитии микроструктурной модели, в работе [2] было введено эффективное поле дефектов, которое отражало изменение плотностей ориентированных дефектов как пластической, так и микропластической деформаций.

Это позволило учесть взаимное влияние данных механизмов деформации и кроме того учесть влияние пластической деформации на мартенситные превращения.

В предлагаемой работе для расширения применимости критерия в качестве концентраторов напряжений рассматривались дефекты не только микропластической, но и пластической деформации. Для чего условие разрушения проверялось также и для плотностей дефектов на каждой плоскости скольжения. Кроме того, при оценке поврежденности учитывался вклад пластических деформаций. Использование при этом подхода из работы [2] для описания ориентированных дефектов позволило учесть, как взаимодействие механизмов деформации, так и их совместное влияние на разрушение.

В настоящей работе для верификации модели и проверки ее способности описывать разрушение при монотонном росте напряжений был проведен численный эксперимент, который показал, что расчетный предел прочности при монотонном нагружении совпадает с экспериментальным значением. Выполнены расчеты механоциклирования и термоциклирования образцов до разрушения. Для этих экспериментов построены зависимости числа циклов до разрушения от амплитуды напряжения (или от величины действующего напряжения для термоциклирования под постоянной нагрузкой). Сравнение полученных зависимостей с экспериментальными данными показало качественное соответствие расчетов и экспериментов.

Для исследования возможности учета взаимного влияния механизмов пластической деформации на разрушение проведены численные эксперименты по механоциклированию до разрушения после предварительного пластического деформирования и по разрушению при монотонном нагружении после предварительного механоциклирования. В этих экспериментах материал вначале подвергали воздействию одного вида необратимой деформации (пластической или микропластической), а затем разрушался посредством другого. Проведенные расчеты дали теоретическую оценку изменения прочности материала в зависимости от количества предварительных механоциклов и оценку изменения усталостной прочности от величины предварительной пластической деформации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №19-31-60035

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е. Моделирование необратимой деформации и разрушения никелида титана при термоциклировании // Деформация и разрушение материалов, 2017, №5, 12-17.
2. Belyaev, F.S., Evard, M.E., Volkov, A.E. Effect of plastic deformation on the martensitic transformations in TiNi alloy // Smart Structures and Systems, 2022, 29(2), 311-319.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОХЛАЖДЕНИЯ ЗАГОТОВКИ ПРИ УСКОРЕННОМ ОХЛАЖДЕНИИ

¹Платов С.И., ¹Масленников К.Б., ²Лобанов М.Л., ¹Банщиков В.С.,
¹Урцев Н.В.

¹Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Магнитогорск, Россия,
latolegraf@list.ru

²Уральский федеральный университет им. первого Президента России
Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия,
m.l.lobanov@urfu.ru

На территории РФ суммарная протяжённость магистральных трубопроводов составляет ~240 тыс. км. В газовых и нефтяных отраслях, для изготовления трубопроводов, наибольшее распространение получил легированный толстолистовой стальной прокат.

Для обеспечения заданных эксплуатационных свойств стального трубного проката достигаются за счет легирования или микролегирования, а также применения технологического процесса «Thermo-Mechanical Controlled Process (TMCP)». Технология TMCP включает в себя контролируемую прокатку и последующее ускоренное охлаждение (УО). Высокие прочностные свойства трубного проката обеспечиваются в результате образования высокодисперсной бейнитной микроструктуры [1-7].

В работе описываются вопросы прогнозирования потребительских свойств толстолистового трубного проката, произведенного на стане горячей прокатки 5000 ПАО «Магнитогорский Metallургический комбинат» (ММК).

Основной акцент в данной работе направлен на определение и выбор траектории охлаждения заготовки при ускоренном охлаждении. Рассмотрены некоторые результаты верификации данной модели на результатах опытной прокатки в условиях действующего производства.

Важным вопросом является разработка математических моделей, описывающих физические и тепловые процессы, протекающие при TMCP.

Математическое моделирование процесса охлаждения заготовки в установке ускоренного охлаждения (УО)

Технология TMCP предполагает ряд технологических операций: нагрев сляба, фаза прокатки с паузой и ускоренное охлаждение.

Для построения математической модели произведён анализ тепловых потерь на всех этапах производства заготовки. По результатам анализа и последующей статистической обработки полученных данных определено, что наиболее значимые тепловые потери заготовка претерпевает на участке УО.

Авторским коллективом была численно реализована математическая модель процесса охлаждения заготовки в установке УО. Основные принципы модели с применением конечно-разностной схемы расчета представлены в работах [8–10].

Результаты и их обсуждение

Температуры поверхностей заготовок после УО были рассчитаны с помощью модели, основываясь на фактических параметрах охлаждения раскатов класса прочности K60, реализованных на стане «5000» ПАО «ММК». Для проведения теоретического эксперимента было выбрано наиболее характерных 4 (четыре) режима охлаждения, согласно принятой технологии на стане «5000» ПАО «ММК».

На рис. 1 и 2 приведены расчётные данные, полученные на основе реализованной математической модели охлаждения заготовки по исследуемым режимам. На графиках показано изменение температуры верхней поверхности (top surface), приповерхностного слоя (в 1/16 толщины листа от поверхности (1/16 top)) и середины листа (centre).

Таблица - Режимы прокатки заготовок на стане «5000» ПАО «ММК»

№ режима	Температура конца прокатки, °С	Скорость раската в установке УО, м/с
1	870-900	1,9
2	810-840	1,9
3	790-820	1,0
4	730-760	1,9

Режим №1 (рис. 1) характеризуется повышенной температурой конца прокатки и усредненной скоростью УО.

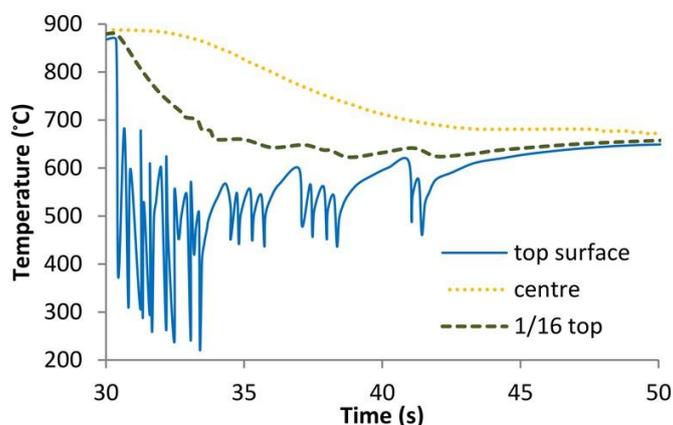


Рисунок 1 - Расчётная послойная траектория охлаждения раската по режиму №1

Анализ результатов теоретического исследования показывает, что наблюдается сильный приток теплоты из более глубоких слоёв заготовки при достаточно интенсивном охлаждении. Данный эффект позволяет быстро стабилизировать температуру по всей толщине заготовку. Результаты исследования показывают, что температура стабилизируются в области, превышающей 600°С., что позволяет произвести процесс рекристаллизацию металла до начала УО.

Режим №2 (рис. 2) показывает, что средняя температура конца прокатки при достаточной интенсивности УО позволяет получить более низкие температуры по глубине проката. По сравнению с режимом 1 стабилизация температуры происходит в значительно более низком диапазоне.

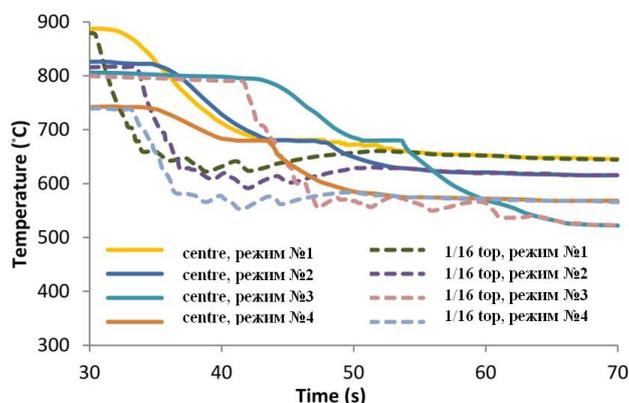


Рисунок 2 - Расчётная послойная траектория охлаждения раската по режимам № 1-4

Режим №3 (рис.2) характеризуется пониженной скоростью движения раската по установке УО, что приводит к его более интенсивному охлаждению. Основная часть

слоев проката значительную часть времени находятся в диапазоне температур ~500...670 °С и стабилизируется в районе 500 С.

Режим №4 (рис. 2) характеризуется пониженной температурой конца прокатки и стандартной скоростью в УО. Температура в близких к поверхностям слоях близка к АЗ, что приводит к понижению теплового эффекта превращения в этих слоях в процессе УО [5-7].

Выводы по работе

Результаты исследований могут быть полезны для развития решений аналогичных задач, предложенных в работах [5-7], направленных на совершенствование процессов прокатки и охлаждения заготовок. Разработанная модель может быть использована для моделирования структурообразования, с целью последующего перехода к прогнозированию потребительских свойств.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Проект №FZRU-2020-0011).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Эфрон, Л.И. *Металловедение в "большой" металлургии. Трубные стали* / Л. И. Эфрон. - Москва: Металлургиздат, 2012. - 694 с.
2. American Petroleum Institute. *API 5L: Specification for Line Pipe* / American Petroleum Institute. - Washington, D.C.: API Publishing Services, 2004. - 166р.
3. Повышение производительности и качества продукции широкополосного стана горячей прокатки компании / Э. Вебербергер, В. Зайрук, Г. Миттер, Р. Коннерт // *Черные металлы*. - 2008. - № 1. - С. 26-32.
4. Платов, С.И. *Технология прогнозирования прочностных характеристик при производстве толстолистового трубного проката* / С.И. Платов, К.Б. Масленников, М.Л. Лобанов // *Перспективные материалы и технологии: монография в 2 томах* / под ред. чл.-корр. Рубаника В.В. - Витебск: УО «ВГТУ», 2019. - Т.2.-317с.
5. Расчет термомеханических режимов и практических настроек ШСГП при опытных прокатках сложного сортамента / Гареев А.Р., Муриков С.А., Платов С.И., Урцев В.Н., Шмаков А.В. // *Производство проката*. - 2015. №5. С. 14- 17.
6. Влияние параметров термомеханической обработки на микроструктуру толстолистового трубного проката / С.И. Платов, К.Б. Масленников, М.Л. Лобанов // *Сборник материалов международного симпозиума «Перспективные материалы и технологии»*. - Витебск, 2019. - с. 516-517.
7. Artemiev, I.A. *Determination of thermal effects of diffusionless phase transformations in low-carbon low-alloy steels at high cooling rates* / I.A. Artemiev, M.L. Krasnov, G.M. Rusakov, S.V. Danilov // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. - 2018. - Iss. 6. - P. 173-183.
8. Платов, С.И. *Особенности прогнозирования микроструктуры при производстве толстолистового трубного проката* / С.И. Платов, К.Б. Масленников, В.Л. Корнилов, В.А. Некит, Н.В. Урцев // *Производство проката*. - 2019. - № 11. - С. 6-12.
9. Платов, С.И. *Структурообразование в микролегированном трубном прокате на технологической линии современного толстолистового стана* / С.И. Платов, К.Б. Масленников, Н.В. Урцев / *Актуальные проблемы прочности*; под ред. чл.-корр. Рубаника В.В. - Молодечно, 2020. - 434-449с.
10. Platov, S.I. *Model of Layer-by-Layer Cooling Trajectory in Rolled Products by TMCP* / S.I. Platov, K.B. Maslennikov, N.V. Urtsev, R.R. Dema, E.U. Zvyagina // *Materials Science Forum*. - 2021. - Vol. - 1037. - P. 390-99.

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ЭКВИАТОМНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ V-Nb-Ta-Ti**

**Рыскулов А.Е.¹, Белов М.М.², Углов В.В.², Злоцкий С.В.², Иванов И.А.^{1,3},
Кузнецова Т.А.⁴, Лапицкая В. А.⁴, Хабарова А. В.⁴**

¹*Институт ядерной физики,
Нур-Султан, Казахстан*

²*Белорусский государственный университет,
Минск, Беларусь*

³*Евразийский университет имени Л.Н. Гумилева,
Нур-Султан, Казахстан*

⁴*Институт тепло- и массообмена имени А.В. Лыкова,
Минск, Беларусь
Uglov@bsu.by*

Одно из обещающих областей исследования науки о новых материалах это изучения свойств и методов получения высокоэнтروпийных сплавов (ВЭС). Обычно большинство сплавов основано на одном элементе, и это ограничивает их состав и, соответственно, разнообразие свойств. Считается, что максимизация конфигурационной энтропии ВЭСов способствует формированию однофазного разупорядоченного твердого раствора вместо формирования сложных интерметаллидных фаз, в результате чего сплав имеет простую микроструктуру с улучшенными свойствами по сравнению с традиционными сплавами. Многочисленные исследования показали, что ВЭСы обладают высокими значениями предела упругости, усталостной прочности, трещиностойкости, износостойкости, а также повышенной термической, коррозионной, радиационной стойкостью. Многие свойства данных сплавов связывают с четырьмя основными эффектами: высокой энтропией (термодинамика), большой деформацией решетки (структура), многоэлементностью состава (свойства составляющих компонентов) и замедленной диффузией (кинетика) [1].

Многокомпонентные твердые растворы на основе системы V-Ti-Nb-Ta были синтезированы с использованием металлов высокой чистоты (>99,9%) методом дуговой плавки с последующей гомогенизацией. Далее проводился отжиг на протяжении 24 ч и 72 ч при температуре 1150 °С с промежуточной холодной прокаткой до 85 % сокращения толщины.

Фазовый состав образца изучался методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием медного излучения ($\lambda = 0,15418$ нм). Оценка механических свойств образцов выполнялась на наноинденторе модели 750 Ubi (Hysitron, USA). Определение средних значений модуля упругости (E) и твердости (H) проводилось с постоянной нагрузкой при значении 500 мкН по 9 измерениям для каждого образца и каждой нагрузки. Определение пространственного распределения элементов в образцах высокоэнтропийных сплавов проводили на сканирующем электронном микроскопе (EDX) и циклотроне ДЦ-60 с использованием рентгеновского излучения, индуцированного частицами (PIXE). В качестве анализирующего пучка были выбраны ионы азота 14N^{2+} с энергией 14 МэВ (1 МэВ/нуклон).

В таблице 1 представлены результаты анализа элементного состава, рассчитанные методами EDX и PIXE. Методом EDX было подтверждено эквиатомное и

однородное распределение элементов по поверхности, а методом PIXE – экваторное и однородное распределение элементов по глубине.

Таблица 1 - Результаты анализа элементного состава в образцах системы V-Nb-Ta-Ti методами EDX и PIXE.

Образец	PIXE	EDX
	Концентрация, ат. %	
V	V – 100 Si – 0.0	V – 99.6 Si – 0.4
VNb	V – 50.0 Nb – 50.0	V – 49.5 Nb – 50.5
VNbTa	V – 32.0 Nb – 33.0 Ta – 35.0	V – 33.9 Nb – 34.2 Ta – 31.9
VNbTaTi	V – 24.5 Nb – 25.5 Ta – 26.0 Ti – 24.0	V – 23.6 Nb – 26.1 Ta – 25.9 Ti – 24.5

Согласно литературным данным экваторный состав многокомпонентных твердых растворов свидетельствует о формировании однофазных твердых растворов [2]. Проведенное нами исследование методом рентгеноструктурного анализа, подтверждают данное предположение. На рисунке 1 представлены дифрактограммы PCA системы V-Nb-Ta-Ti. Общий вид представленных дифрактограмм (узкие и интенсивные дифракционные пики) свидетельствует о высокой степени кристалличности сплавов. Во всех многокомпонентных твердых растворах на основе V-Nb-Ta-Ti формируется однофазный твердый раствор с ОЦК-решеткой. Параметры решеток для образцов V, VNb, VNbTa, VNbTaTi составили 0,3027 нм, 0,3177 нм, 0,3227 нм, 0,3234 нм соответственно. Такое поведение параметра решетки связано с различием атомных радиусов элементов входящих в соответствующие твердые растворы.

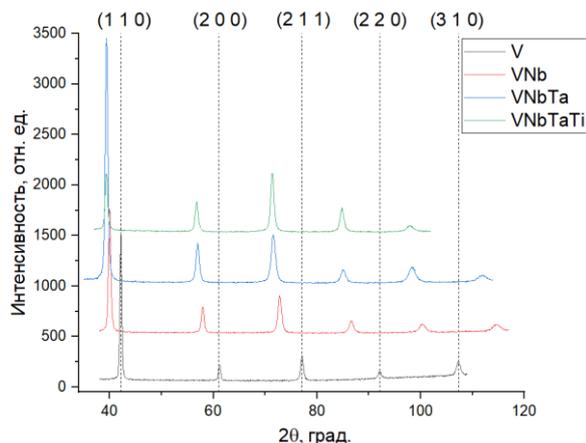


Рисунок 1 – Рентгеновские дифрактограммы системы V-Nb-Ta-Ti

Для установления влияния сложности состава на механические свойства были измерены значения модуля упругости (E) и твердости (H) для системы V-Nb-Ta-Ti и представлены на рисунке 2(а). В двухкомпонентной системе VNb наблюдается повышение твердости (7.75 ± 0.16 ГПа) без существенного увеличения модуля упругости (129.18 ± 4.06 ГПа). Добавление Ta в систему приводит к значительному увеличению значений E (176.18 ± 7.18 ГПа) и H (12.32 ± 0.36 ГПа). В системе VNbTaTi наоборот наблюдается снижение как модуля упругости (133.24 ± 4.47 ГПа), так и твердости (6.89 ± 0.09 ГПа).

В литературе [3] изменение упругих свойств высокоэнтропийных сплавов связывают с твердо-растворным упрочнением и изменением дисторсии. Дисторсия для сплавов VNb, VNbTa, VNbTaTi уменьшается и составляет 4,25%, 3,95% и 3,61% соответственно. Следовательно, для системы V-Nb-Ta-Ti дисторсия не влияет на изменение механических свойств. Было предположено, что уменьшение E и H в сплаве VNbTaTi связано с добавлением Ti в систему, в виду того, что он по сравнению с остальными элементами имеет меньшую температуру плавления и является более пластичным.

Помимо твердости и модуля упругости немало важным параметром в определении механических свойств материала является износостойкость. Износ материала связан с его способностью сопротивляться упругой деформации до разрушения, которая описывается отношением H/E. Высокое значение H/E указывает на лучшую износостойкость материала. Другой ключевой параметр H3/E2, указывает на сопротивление материала к пластической деформации и чем выше значение H3/E2, тем выше сопротивление к деформации. На рисунке 2(б) представлены значения H/E и H3/E2 в зависимости от состава. Видно, что сплав VNbTa обладает лучшими показателями сопротивления к пластической и упругой деформации по сравнению с остальными сплавами системы V-Nb-Ta-Ti.

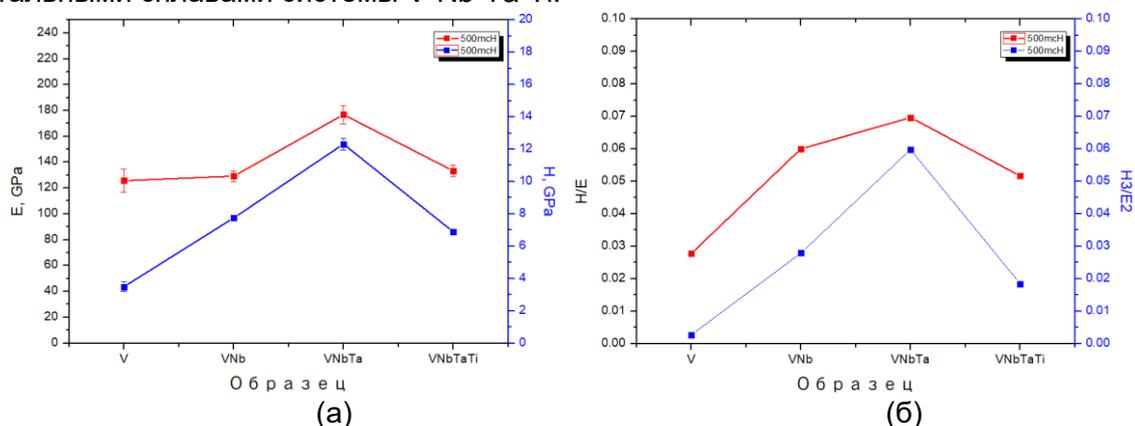


Рисунок 2 – Значения нанотвердости (H) и модуля упругости (E) (а) и отношения H/E и H3/E2 (б) для системы V-Nb-Ta-Ti

Таким образом установлено, что методом дуговое плавки с последующей гомогенизацией были получены эквиатомные однофазные многокомпонентные твердые растворы на основе системы V-Nb-Ta-Ti. Показано, что улучшение механических свойств (твердость, износостойкость, сопротивление к пластической деформации) не всегда зависит только от числа элементов, входящих в состав многокомпонентных твердых растворов, а также связано со свойствами отдельных элементов, входящих в состав сплавов.

ЛИТЕРАТУРА

1. A critical review of high entropy alloys and related concepts / D.B. Miracle, [et. al.] // Acta Mater. / -2017. - Vol. 122 – P. 448–511
2. Single-phase high-entropy alloys – an overview / Kozak, R. [et. al.] // Cryst. Mat. / - 2015. – Vol. 230 – P. 55-68
3. Lattice distortion in a strong and ductile refractory high-entropy alloy / Chanhon L., [et. al.] // Act. Mat. / - 2018. – Vol. 160 – P. 158-172

ИССЛЕДОВАНИЕ ЦЕМЕНТИРОВАННЫХ СЛОЕВ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ

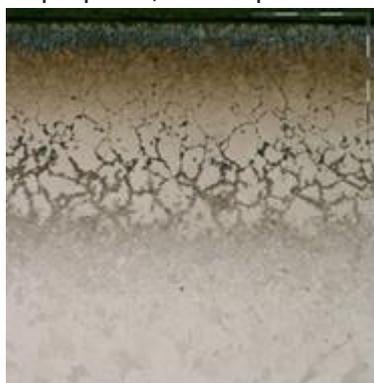
Суринский К.Д., Покоев А. В.

Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева
Московское шоссе, 34, Самара, 443086, Российская Федерация
surinskykd@gmail.com

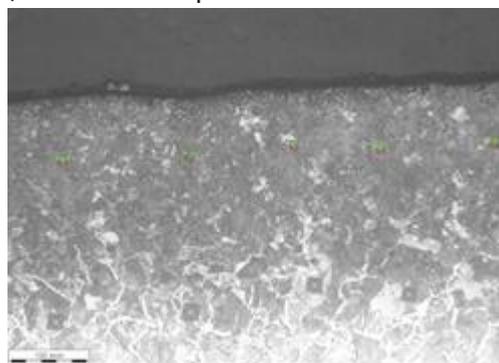
С целью разработки диагностики цементированных слоев железных сплавов, проведено исследование структуры, состава и свойств цементированных слоев покрытий на электро-технической стали марки 10880 (ГОСТ 11036-75) и стали Ст0 (ГОСТ 380-2005).

Материалы и методики исследования

Образцы были подвергнуты отжигу при температуре 800 °С в течение 4-х часов (нормализация). Были изготовлены специальные контейнеры из нержавеющей стали цилиндрической формы размером 60×40 (мм. Для проведения цементации образцов на различную глубину был применен метод цементации в твердом карбюризаторе. Цементацию вели при температуре 930 °С. После окончания времени выдержки образцы охлаждали тремя различными способами: быстрое охлаждение путем закалки в воду, охлаждение на воздухе (промежуточная ситуация) и медленное охлаждение с печью. Поперечные шлифы цементированных слоев образцов исследовали методами: оптическая металлография, измерения микротвердости, электронной микроскопии, послыонного рентгенофазового и микроанализа рентгенофазового анализа. Микрофотографии цементированного слоя представлены на рис. 1.



увеличение × 500



увеличение × 200

Рисунок 1 - Микрофотографии цементированного слоя при двух увеличениях

Измерение микротвердости цементированного слоя по Виккерсу измеряли прибором ПМТ-3 с ошибкой $\pm 4 \div 12$ %. Для оценки концентрационного распределения углерода по глубине цементированного слоя применялся сканирующий электронный микроскоп Philips XL30 с энергодисперсионным микроанализатором EDAX 9000.

Экспериментальная часть и обсуждение результатов

После окончания экспериментов по цементации были проведены съемки дифрактограмм образцов со стороны насыщения углеродом.

Наиболее ярко выражено различие по микротвердости по глубине образца после цементации при различной скорости охлаждения, приведенное на рис. 2 и 3.

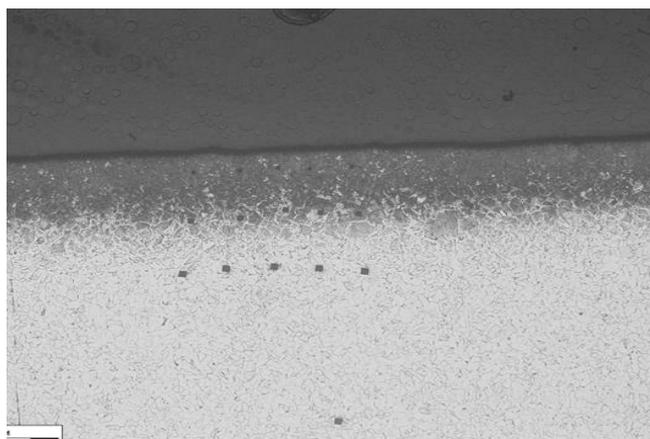


Рисунок 2 - Изменение микротвердости по глубине образца после цементации

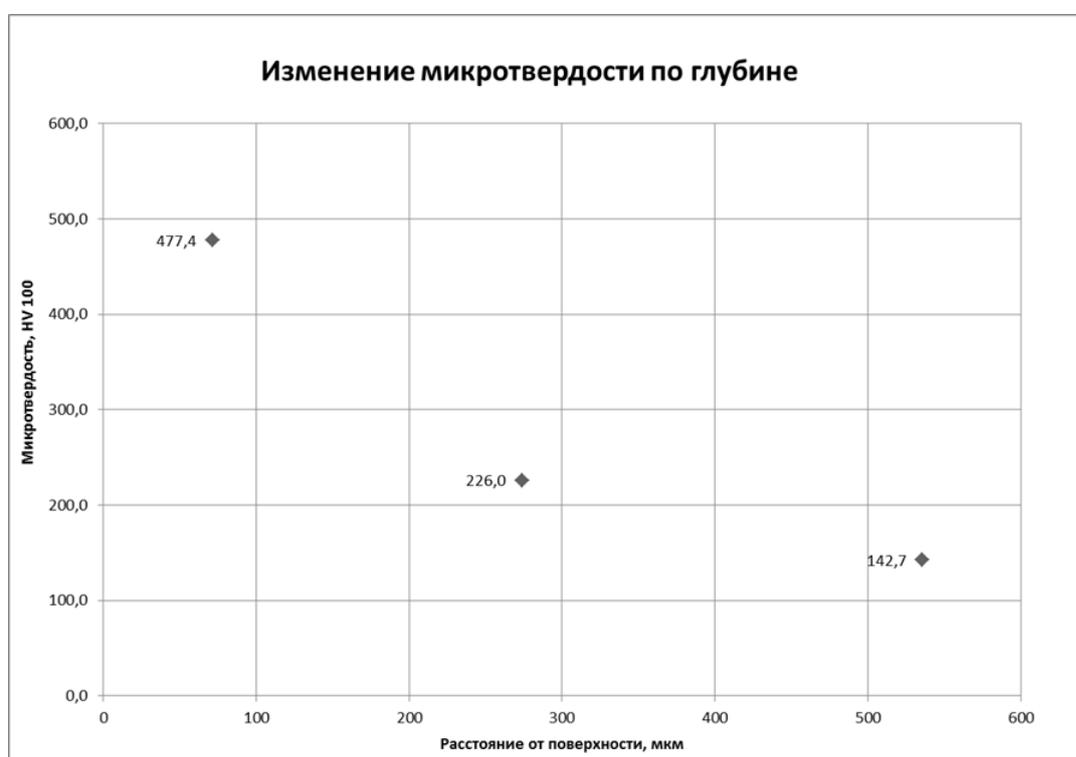


Рисунок 3 - Изменение микротвердости по глубине образца после цементации

Съемка дифрактограмм проводилась на дифрактометре ДРОН-2.0 в двух характеристических излучениях $Ag K_{\alpha}$ и $Co K_{\alpha}$. Для определения распределения структурных компонент по глубине цементированного слоя применялся метод послойного рентгенофазового анализа.

Сходные результаты получены по стали Ст0 и электро-технической стали марки 10880, так как концентрация Si и Mn не влияла на цементацию. В рамках описываемого эксперимента оценивалось распределение по глубине цементированного слоя образца (2 ч: закалка в воду, охлаждение в воздухе, охлаждение вместе с печью) четырех фаз: мартенсита, цементита, остаточного аустенита и феррита.

Для оценки относительной доли цементита определялось отношение интенсивностей линий (121) Fe_3C и (110) $\alpha-Fe$. Доля остаточного аустенита оценивалась по соотношению интенсивностей линий (200) $\gamma-Fe$ и (200) $\alpha-Fe$.

На приведенных кривых видны характерные участки: 70 мкм – зона относительно малых содержаний цементита и аустенита, обусловленная, по-видимому, наличием слоя мартенсита, в котором растворена большая часть углерода.

Данное предположение подтверждается результатами оптической металлографии: в зоне максимальной скорости охлаждения слоя при закалке (у поверхности образца) отчетливо виден слой игольчатых кристаллов мартенсита (рис. 1). Далее обе кривые возрастают, однако имеют некоторое смещение по горизонтали друг относительно друга, что объясняется различным механизмом распада аустенита по глубине слоя в зависимости от скорости охлаждения.

В точке с глубиной 270 мкм наблюдается локальный минимум на кривой распределения цементита с одновременным максимумом на кривой аустенита, что говорит о менее полном распаде последнего в данном слое. Этот вывод дополнительно подтверждается отсутствием перегиба в данной точке на суммарной кривой.

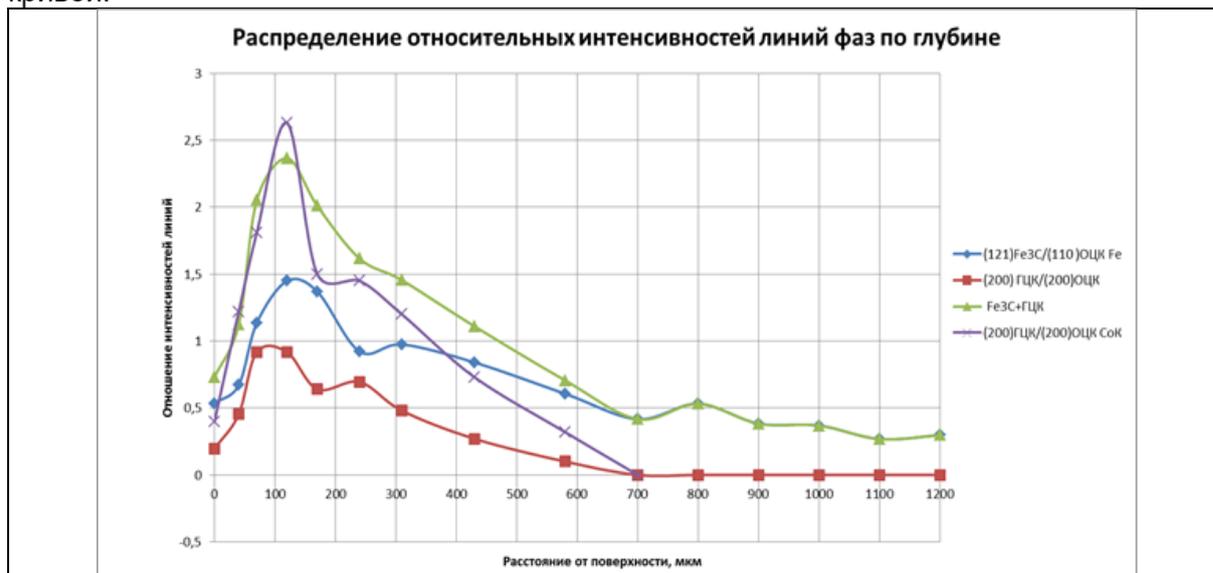


Рисунок 4 - Результаты послойного рентгенофазового анализа закаленного образца

Отдельно следует отметить, существенное различие в определении содержания цементита по глубине слоя при послойном редактировании при использовании различных излучений. При съемке в Ag K_α-излучении образца с закалкой линия (121) Fe₃C надежно определялась на глубинах более 800 мкм, тогда как при использовании Co K_α линию (121) Fe₃C удалось зафиксировать лишь на образце с охлаждением печью.

Данные послойного рентгенофазового анализа в точке на расстоянии 70 мкм от поверхности образца в излучении Co K_α и Ag K_α позволили зафиксировать мартенсита, цементита, остаточного аустенита и феррита как закаленного образца, так в образце содержащего цементит, остаточный аустенит и феррит с охлаждением с печью.

При исследовании цементированных слоев покрытий была получена гладкая непрерывная с-х (концентрация-координата) кривая, близкую по форме к решению уравнения диффузии в полубесконечное тело из постоянного источника [2], что зависимость толщины диффузионного слоя от времени имеет параболический характер и о преобладающей роли диффузионного массопереноса при насыщении.

Полученные результаты показали принципиальную возможность однозначно идентифицировать особенности распределения фаз по глубине в излучениях CoK_α и AgK_α и увеличить глубину анализа цементированной поверхности с 20 до 50 мкм.

Таким образом, результаты работы позволяют прогнозировать информацию о структуре, фазовом и углеродном составе цементированных слоев железных сплавов толщиной до 50 мкм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. *Металловедение*. – Москва: *Металлургия*, 1986.
2. Мерер Х. *Диффузия в твердых телах: монография / пер. с англ.* – М.: *Издательство Интеллект*, 2011.- 536 с.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТЕПЕНИ КАВИТАЦИОННОЙ ЭРОЗИИ МАТЕРИАЛОВ И ИХ
ПОКРЫТИЙ ПО ИЗМЕНЕНИЮ ПАРАМЕТРОВ УЗ ИЗЛУЧАТЕЛЕЙ**

Хмелёв В.Н., Барсуков Р.В., Голых Р.Н., Барсуков А.Р.

Бийский технологический институт,

г. Бийск, Россия,

roman@bti.secna.ru

АННОТАЦИЯ

В статье приводятся результаты исследования, направленных на выявление возможности использования УЗ пьезоэлектрических излучателей, используемых для формирования в жидких средах кавитационных явлений в качестве устройств контроля степени кавитационной эрозии материалов. Исследования проводились на базе анализа физических эквивалентных схем УЗ излучателей и акустической нагрузки, построенных на основе системы электромеханических аналогий. Полученные исследования позволили подтвердить возможность использования УЗ пьезоэлектрических излучателей для контроля степени кавитационной эрозии материалов и покрытий и установить чувствительность предложенного метода контроля, как при разрушении материалов излучателей, так и при разрушении покрытий при воздействии через жидкостные промежутки.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Ультразвук, кавитационный износ, моделирование, электромеханические аналогии, акустическая нагрузка, контроль.

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работ по созданию метода и средств контроля кавитационного износа материалов и их покрытий [1-5] обусловлена необходимостью решения проблемы определения пригодности создаваемых и применяемых материалов, особенно для их эксплуатации в аномальных условиях жидких сред при повышенных температурах и давлениях. Одним перспективных направлений решения проблемы является развитие метода косвенного контроля кавитационного износа материалов и их покрытий, основанного на контроле эффективности кавитационных явлений по изменению электрических свойств ультразвуковых колебательных систем. В ряде работ [6, 7] показана возможность контроля свойств сред, подвергаемых УЗ кавитационному воздействию за счет контроля параметров УЗ пьезоэлектрических излучателей. Однако в случае сложных акустических нагрузок, например, кавитирующей жидкой среды, ограниченной объемами конечных размеров, требуется их дополнительное изучение, в частности, с применением их эквивалентных электрических моделей.

ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ

Ультразвуковые колебательные системы (УЗКС) содержат в своем составе определенное количество различных составных элементов, основными из которых являются: пьезоэлектрический преобразователь, волноводные структуры, концентрирующие волноводы (усилители амплитуды), рабочие инструменты (окончания), узлы крепления и др.

На основе теории электромеханических аналогий такой УЗ излучатель с акустической нагрузкой может быть представлен в виде физической эквивалентной RLC-схемы замещения (рисунок 1).

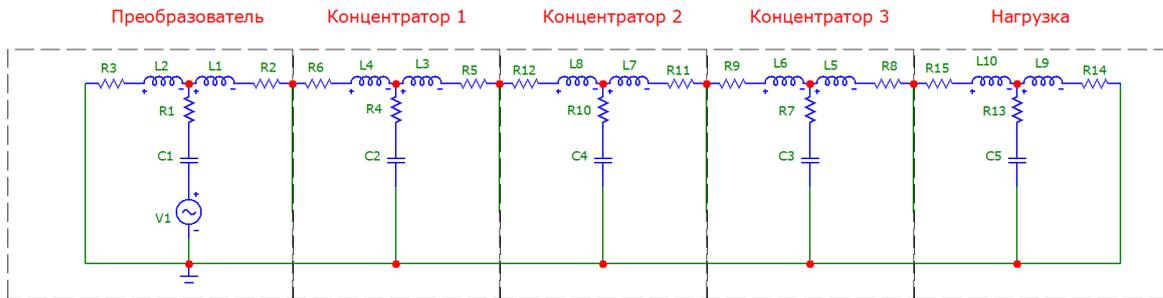


Рисунок 1 – Эквивалентная пятизвенная схема замещения системы «ультразвуковая колебательная система-среда»

В представленной на рисунке 1 схеме акустическая нагрузка рассматривается как часть волноводной системы УЗКС и представляет собой своеобразный жидкостный волновод, параметры и характеристики которого зависят от физических свойств жидкой среды, наличия в таком волноводе резонансных и кавитационных явлений. Очевидно, что электрический аналог среды, являясь частью электрической модели УЗКС, влияет в целом на ее параметры и характеристики.

Акустическое звено (нагрузка) этой модели является единственным звеном, параметры которого в ходе УЗ воздействия могут изменяться, поэтому определение параметров и характеристик модели озвучиваемой среды, их зависимости от степени развития кавитационных явлений, кавитационного износа элементов озвучиваемого объема является важной задачей.

Рассмотрим поведение модели жидкой среды, ограниченной объемом конечных размеров, при возникновении в ней кавитационных явлений.

На рисунке 2 представлена кривая изменения волнового сопротивления жидкой среды по мере развития в ней кавитации (при увеличении индекса кавитации K). На рисунке 3 показан характер изменения скорости звука в жидкой среде по мере развития в ней кавитации.

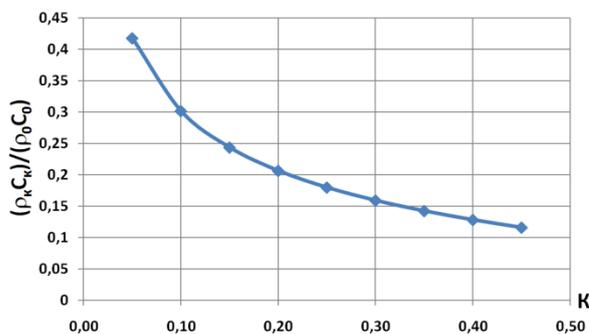


Рисунок 2 – Характер изменения волнового сопротивления жидкой среды по мере развития в ней кавитации

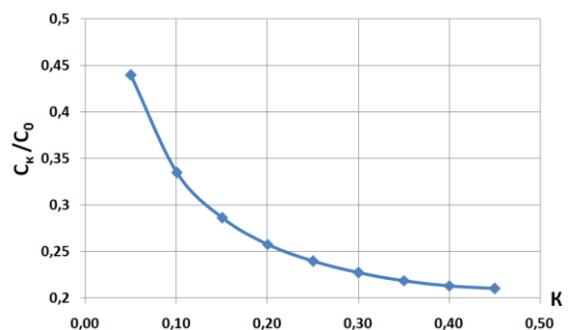


Рисунок 3 – Характер изменения скорости звука в жидкой среде по мере развития в ней кавитации

На рисунке 4 представлены возможные соотношения длины формируемой волны и величины зазора, где распространяются УЗ колебания для различных значений индекса кавитации K , причём $K_1 < K_2 < K_3$. Такая картина обуславливается уменьшением эквивалентной скорости распространения УЗ колебаний в среде при зарождении в ней кавитации, что приводит к уменьшению длины акустической волны.

На рисунке 5 представлена зависимость импеданса электрической модели озвучиваемой жидкой среды, а также ее действительной и мнимой составляющей от индекса кавитации K .

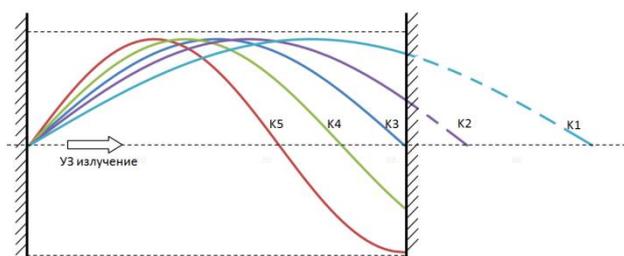


Рисунок 4 – Распределение акустической волны между отражателями для различных значений индекса кавитации K

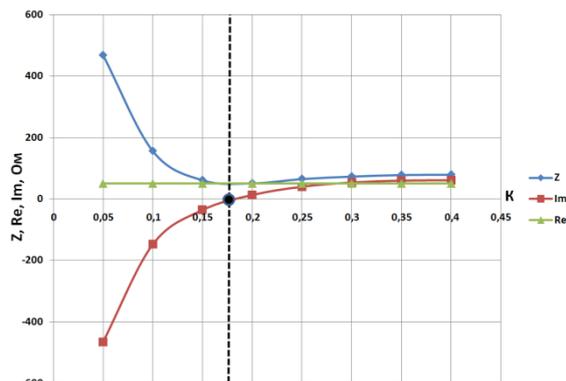


Рисунок 5 – Зависимость импеданса (его действительной и мнимой составляющей) водного промежутка от индекса кавитации

Из представленных на рисунке 5 зависимостей следует, что при определенном индексе кавитации $K = 0,175$ импеданс озвучиваемой среды Z принимает минимальное значение и становится активным. При этом мнимая составляющая импеданса $Im = 0$. Очевидно, что при $K = 0,175$, кавитирующий водный зазор начинает резонировать и его импеданс становится чисто активным.

Представленные зависимости позволяют установить момент изменения знака величины реактивной составляющей импеданса Im при переходе через «резонансную» точку. Полученный результат имеет большую практическую значимость, поскольку появляется возможность косвенного контроля степени развития в озвучиваемых средах кавитационных явлений, в том числе в условиях аномально высоких температур и давлений, когда применение каких-либо кавитометров невозможно.

Для исследования изменения акустических свойств жидкой среды, заключенной между поверхностью излучателя и поверхностью исследуемого образца, разрушаемого постепенно кавитационной эрозией, рассмотрим область УЗ воздействия, схематично представленную на рисунке 6, где 1 – ультразвуковой излучатель, 2 – жидкая среда, 3 – образец, подвергаемый кавитационной эрозии. По мере кавитационного разрушения исследуемого образца происходит изменение зазора L между поверхностью УЗ излучателя и поверхностью исследуемого образца на ΔL от L_1 до L_2 , при допущении что поверхность УЗ излучателя не изнашивается. Для построения модели были приняты следующие условия: частота формируемых УЗ колебаний 20000 Гц, в качестве среды подвергаемой УЗ воздействию была взята вода при нормальных условиях, режим УЗ воздействия докавитационный, диапазон кавитационного износа $\Delta L = 100$ мкм.

Анализ построенной модели позволил получить зависимости действительной и мнимой составляющих импеданса водного зазора от величины этого зазора L , а также зависимости фазового сдвига между вынуждающей силой и колебательной скоростью (током и напряжением на источнике V_1) от величины зазора L .

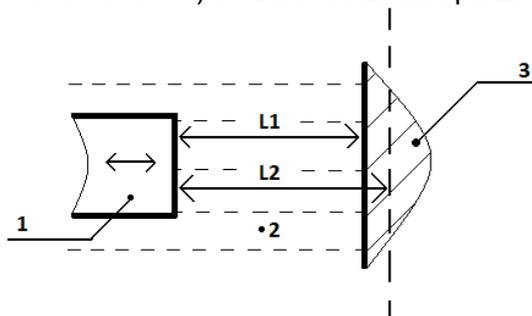


Рисунок 6 – Область между УЗ излучателем и образцом, подвергаемым кавитационной эрозии

На рисунке 7 представлены полученные зависимости импеданса Z водного зазора от его размера, полученные для различных значений активных потерь в водной среде.

Представленные на рисунке 7 зависимости иллюстрируют увеличение импеданса Z при увеличении зазора ΔL . Величина потерь R влияет на крутизну полученных зависимостей. При увеличении R снижается чувствительность Z к изменению ΔL .

Представленные зависимости Z получены для различных значений амплитуды УЗ воздействия. В частности, зависимости $R = 20$ (I), $R = 20$ (I/2) и $R = 20$ (2*I) получены для следующих условий: I – исходная амплитуда УЗ воздействия, I/2 – сниженная в два раза амплитуда УЗ воздействия, 2*I – удвоенная амплитуда УЗ воздействия. Из полученных зависимостей следует, что при увеличении амплитуды УЗ воздействия возрастает крутизна получаемых кривых.

На рисунке 8 представлены зависимости мнимой составляющей импеданса Z водного зазора от его величины, полученные для различных значений активных потерь в водной среде.

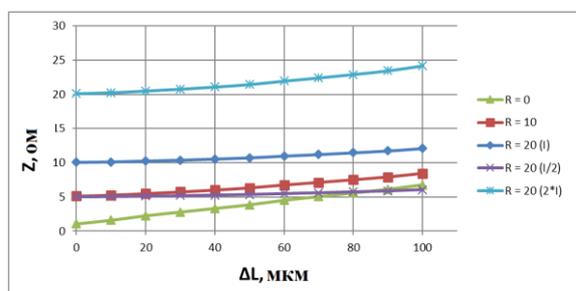


Рисунок 7 – Зависимость импеданса Z водного зазора от его величины, полученные для различных значений активных потерь R в водной среде

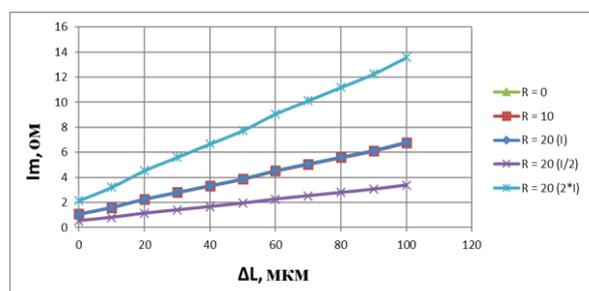


Рисунок 8 – Зависимость мнимой составляющей импеданса Z водного зазора от его величины, полученные для различных значений активных потерь R в водной среде

Представленные на рисунке 8 кривые иллюстрируют увеличение значения импеданса Z при увеличении зазора ΔL . В данном случае, величина потерь R не влияет на крутизну полученных зависимостей.

Три кривые ($R = 20$ (I), $R = 20$ (I/2), $R = 20$ (2*I)) также получены для различных значений амплитуды УЗ воздействия: I – исходная амплитуда УЗ воздействия, I/2 – сниженная в два раза амплитуда УЗ воздействия, I – удвоенная амплитуда УЗ воздействия. Из них следует, что при увеличении амплитуды УЗ воздействия возрастает крутизна получаемых кривых.

На рисунке 9 представлены зависимости действительной составляющей импеданса Z водного зазора от его величины, полученные для различных значений активных потерь в водной среде.

На рисунке 10 представлены зависимости фазового сдвига между вынуждающей силой и колебательной скоростью (током и напряжением на источнике V_1) от его величины зазора ΔL , полученные для различных значений активных потерь в водной среде.

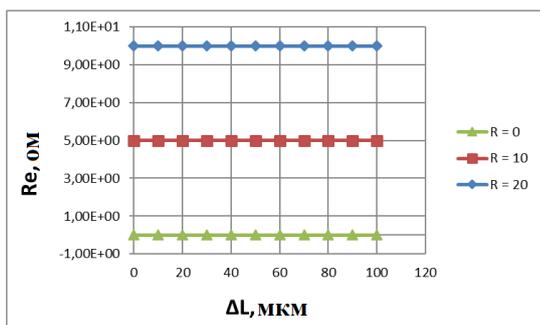


Рисунок 9 – Зависимость действительной составляющей импеданса Z водного зазора от его величины, полученные для различных значений активных потерь R в водной среде

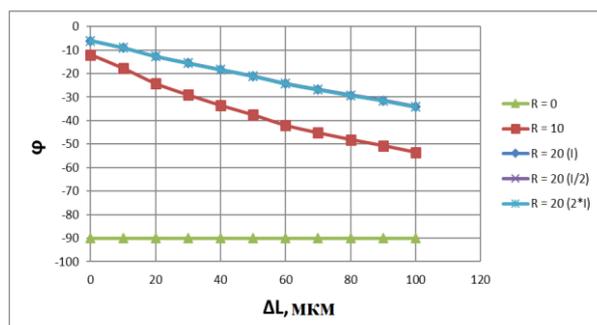


Рисунок 10 – Зависимость фазового сдвига между током и напряжением на источнике V1 от его величины зазора ΔL , полученные для различных значений активных потерь R в водной среде

Представленные на рисунке 9 кривые иллюстрируют отсутствие изменения действительной составляющей импеданса Z от величины зазора ΔL , что не представляет практической значимости при развитии способа косвенного контроля кавитационного износа материалов и их покрытий.

Представленные на рисунке 10 кривые иллюстрируют наличие зависимости между фазовым углом φ и величиной зазора ΔL . Величина потерь R влияет на характер получаемых зависимостей.

Зависимости, полученные для различных значений амплитуды УЗ воздействия (I – исходная амплитуда УЗ воздействия, $I/2$ – сниженная в два раза амплитуда УЗ воздействия, $2I$ – удвоенная амплитуда УЗ воздействия) свидетельствуют о том, что амплитуда УЗ воздействия не влияет на характер получаемых зависимостей (три кривые при этих условиях совпадают друг с другом).

Влияние степени кавитационного износа исследуемых тестовых образцов на параметры и характеристики озвучиваемого жидкостного объема также имеет большую практическую значимость, поскольку появляется возможность оперативного косвенного контроля степени кавитационной эрозии материалов и их покрытий без применения дополнительных средств измерений. Однако в этом случае должно осуществляться УЗ воздействие с интенсивностью, при которой в озвучиваемой среде реализуется докавитационный режим.

Таким образом, при реализации способа контроля УЗ излучатель должен иметь возможность работать в двух режимах, с периодическим их чередованием:

а) режим силового УЗ воздействия (кавитационный режим), с одновременным контролем импеданса УЗ излучателя с целью контроля и удержания определенной степени развития в среде кавитации;

б) режим «слабого» УЗ воздействия (докавитационный) с одновременным контролем импеданса УЗ излучателя с целью контроля степени кавитационной эрозии материалов и их покрытий.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенных исследований показана возможность косвенного контроля степени кавитационной эрозии материалов и покрытий. На базе построенных моделей выявлены зависимости импедансных характеристик среды, подвергаемой УЗ кавитационному воздействию, ограниченной объемом конечных размеров, от индекса кавитации, значение которого лежит пределах от 0 до 1.

На основе анализа построенных моделей выявлены зависимости импедансных характеристик кавитирующей среды, ограниченной объемом конечных размеров, от степени кавитационной эрозии тестовых материалов и их покрытий.

Выявленные зависимости будут использованы для реализации метода исследования эрозионной прочности металлов и их покрытий, в том числе в условиях аномально высоких температур и давлений, без непосредственного доступа к объектам УЗ кавитационного воздействия.

ФИНАНСОВАЯ ПОДДЕРЖКА

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации «Росатом» в рамках научного проекта № 20-21-00017.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1) S. Harges, F. Pöhl, A. Röttger, M. Thiele, W. Theisen and C. Esen, *Additive Manufacturing*, 29 (2019).
- 2) M. C. Romero, A. P. Tschiptschin and C. Scandian, *Wear*, 426-427, 518-526 (2019).
- 3) J. Lin, Z. Wang, J. Cheng, M. Kang, X. Fu and S. Hong, *Results in Physics*, 12, 597-602 (2019).
- 4) M. S. Lamana, G. M. Pukasiewicz and S. Sampath, *Wear*, 398-399, 209-219 (2018).
- 5) I. Tudela, R. Verbickas, G. Burmistroviene and Yi. Zhang, *Wear*, 410-411, 232-238 (2018).
- 6) V. N. Khmelev, R. V. Barsukov, R. N. Golykh, D. S. Abramenko, D. V. Genne and P. P. Tertishnikov, "Method and means of cavitation erosion tests under abnormal conditions," in International Scientific Conference on Applied Physics, Information Technologies And Engineering, Conference Proceedings (Institute of Physics and IOP Publishing Limited, Krasnoyarsk, 2020).
- 7) V. N. Khmelev, R. V. Barsukov, E. V. Ilchenko, D. V. Genne, A. N. Slivin and A. R. Barsukov, "Control of the impedance characteristics of the ultrasonic radiators for the study of the processes and the phenomena occurring in fluid media," in 20th International Conference of Young Specialists on Micro/Nanotechnologies And Electron Devices, EDM, Conference Proceedings (IEEE Computer Society, Erlagol, Altai Republic, 2019), pp. 212-216.

**МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ КОМПОЗИТА Nb/MgO
ИЗ НИОБАТА МАГНИЯ MgNb₂O₆ И ОКСИДА НИОБИЯ Nb₂O₅**

Удалова Т.А.^{1,2}, Восмериков С.В.¹, Григорьева Т.Ф.¹, Девяткина Е.Т.¹, Ляхов Н.З.^{1,3}

¹ФГБУН Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН,
ул. Кутателадзе, 18, Новосибирск, 630128,
e-mail: udalova@solid.nsc.ru

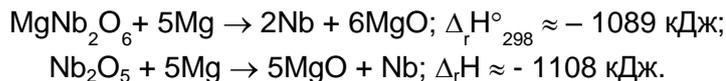
²ФГБУН Новосибирский Государственный Технический Университет,
проспект К. Маркса, 20, Новосибирск, 630073

³ФГБУН Новосибирский Государственный Университет,
Новосибирск, 630090, ул. Пирогова, 2

Растущий спрос на производство современных материалов на основе высокодисперсных металлических порошков вызывает необходимость развития инновационных «прорывных» технологий их создания [1]. Высокодисперсные порошки ниобия находят широкое применение при получении материалов с востребованными физико-химическими характеристиками при изготовлении: коррозионноустойчивой аппаратуры в химической промышленности, контейнеров и труб для жидких металлов, деталей летательных аппаратов; оболочек для урановых и плутониевых тепловыделяющих элементов, деталей электролитических конденсаторов; радарных установок, криотронов, магнитных сплавов, легированных сплавов цветных металлов. Существуют различные методы получения высокодисперсных порошков ниобия. Основными промышленными методами производства ниобия и его сплавов являются металлотермическое восстановление оксидных соединений: алюмотермический, натрийтермический, карботермический из смеси Nb₂O₅ и сажи. [2]. Реакции восстановления оксидов металлов, протекающие с большим экзотермическим эффектом могут быть проведены в процессе одной только механической активации [3-5]. Механохимические процессы обладают экономическим потенциалом, отличаются, как правило, короткими временами синтеза, устранением целого ряда проблем экологического загрязнения окружающей среды, позволяют получать коммерчески полезные материалы, в том числе высокодисперсные порошки металлов. Механическая активация твердых смесей оксидов металлов с активным металлом приводит к увеличению площади контактной поверхности, ускорению массопереноса, и, как следствие, активации их механохимического взаимодействия с формированием композитов (Me/(Me_{акт})_xO_y) – порошковых смесей высокодисперсных частиц восстановленного металла и оксида активного металла. В качестве активного металла возможно применение различных активных металлов Al, Zn и др. Однако для извлечения из механохимических композитов восстановленного элемента без нарушения его высокодисперсного состояния, необходим выбор такого растворителя оксида активного металла, который был бы одновременно инертен по отношению к восстановленному металлу. Наиболее перспективным активным металлом является магний, который в процессе механической активации формирует фазу MgO, препятствующую существенному спеканию продуктов механической активации, при взаимодействии с разбавленными растворами HCl или H₂SO₄ оксид магния образует хорошо растворимые соединения [6]. Восстановление оксидов металлов магнием методом механической активации исследовалось в ряде работ [7-9].

Целью настоящей работы является исследование условий механохимического синтеза ниобата магния (MgNb₂O₆) и восстановления его и простого оксида ниобия (Nb₂O₅) магнием с формированием механокомпозитов составов Nb/MgO для последующего отделения из таких композитов порошка высокодисперсного ниобия методом кислотного растворения оксида магния.

Возможность протекания реакций восстановления оксида ниобия (Nb₂O₅) и ниобата магния (MgNb₂O₆) магнием определяется большими величинами экзотермических эффектов данных процессов:



В системе Mg-Nb-O образуется ряд соединений: MgNb_2O_6 , $\text{Mg}_4\text{Nb}_2\text{O}_9$, $\text{Mg}_5\text{Nb}_4\text{O}_{15}$, $\text{Mg}_{1/3}\text{Nb}_{11(1/3)}\text{O}_{29}$. Только фазы MgNb_2O_6 , $\text{Mg}_4\text{Nb}_2\text{O}_9$ стабильны при комнатной температуре. Сложность получения однофазного ниобата магния со структурой колумбита связана с тем, что одновременно с образованием фазы MgNb_2O_6 идет образование фазы $\text{Mg}_4\text{Nb}_2\text{O}_9$. Среди методов получения однофазных образцов со структурой колумбита известны: синтез из растворов, из расплавов, оксалатный метод, твердофазное спекание оксида магния и оксида ниобия [10].

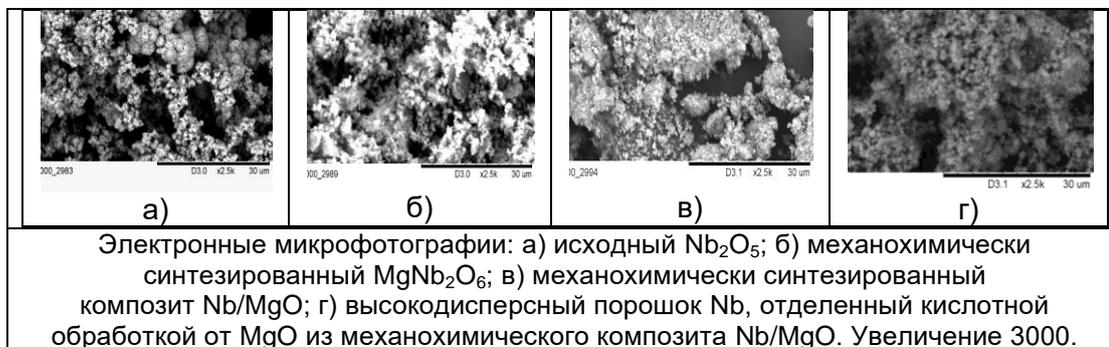
Мы предлагаем механохимический метод синтеза ниобата магния активацией смесей MgO с Nb_2O_5 . Методом рентгенофазового анализа (РФА) показано, что для образования MgNb_2O_6 достаточно 8 мин активации соответствующих оксидов (при строгой стехиометрии 1:1 и скорости вращения барабанов в высокоэнергетической планетарной мельнице 1000 об/мин). Дифрактограммы образцов, синтезированных в таких условиях методом механохимической активации, хорошо согласуются с литературными данными [11].

Механохимически синтезированный ниобат магния, был использован для механохимического восстановления магнием. Из результатов рентгенофазового анализа продуктов механохимического восстановления MgNb_2O_6 магнием, определены оптимальные условия проведения механической активации и соотношение компонентов смесей MgNb_2O_6 с Mg. Показано, что при скорости вращения барабанов вокруг общей оси 1000 об/мин механохимические ОВР завершаются с формированием композитов Nb/MgO за время активации 8 мин.

Исследование механохимического восстановления оксида ниобия (Nb_2O_5) магнием показало, что формирование композита Nb/MgO происходит при соотношении компонентов смеси Nb_2O_5 : Mg = 1:5.2 при скорости вращения барабанов вокруг общей оси 1000 об/мин. за время активации 4 мин.

Определены необходимые условия отделения высокодисперсного порошка ниобия из соответствующих механохимических композитов восстановления простого (Nb_2O_5) и сложного (MgNb_2O_6) оксидов ниобия магнием от оксида магния последовательной обработкой композитов растворами соляной или серной кислот с последующей промывкой дистиллированной водой и ацетоном.

Размеры частиц порошков Nb, отделенных из композитов Nb/MgO механохимического восстановления соответствующих сложных оксидов от побочных продуктов, определенные методом сканирующей электронной микроскопии, составили от ~0,01 до 0,2 мкм.



Представленный нами метод позволяет получать высокодисперсные порошки ниобия методом механохимического синтеза практически при комнатной температуре с высоким (97%) выходом и возможностью утилизации побочного продукта — оксида магния известными способами.

**Работа выполнена в рамках государственного задания ИХТТМ СО РАН
(Регистр. № 121032500062-4).**

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Витязь П. А., Ильюшенко А. Ф., Савич В. В. Состояние и перспективы развития порошковой металлургии в России, Украине и Беларуси. Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка. Сборник докладов 12-го Международного симпозиума. В 2-х частях. Минск, 2021. Издательство: Республиканское унитарное предприятие "Издательский дом "Белорусская наука". Минск.
2. Маслов А.А., Оствальд Р.В., Шагалов В.В., Маслова Е.С., Горенюк Ю.С. Химическая технология ниобия и тантала: учебное пособие/; Томский политехнический университет. Томск; Издательство Томского политехнического университета, 2010. 97с.
3. Schaffer G. B., McCormic P. G. // Displacement reactions during mechanical alloying. Metall. Trans. A. 1990.Vol. 21. P. 2789–2794.
4. Григорьева Т. Ф., Баринаева А. П., Ляхов Н. З. Механохимический синтез в металлических системах. Новосибирск: Параллель, 2008. 310 с.
5. Urakaev F. H., Shevchenko V. S., Boldyrev V. V. // Doklady RAN. 2001.Vol. 377. No. 1. P. 69–71.
6. Raschman P., Fedoročková A. // Hydrometallurgy. 2004 Vol. 71. P. 403–412.
7. Pavlov E. A., Udalova T. A., Grigoreva T. F., Vosmerikov S. V., Vorsina I. A., Devyatkina E. T., Lyakhov N. Z. // Bull. RAS: Physics. 2018. Vol. 82, No.5. P. 574–577.
8. Удалова Т. А., Григорьева Т. Ф., Девяткина Е. Т., Восмериков С. В., Ляхов Н. З. // Хим. Уст. разв. 2018. Т. 26, № 5. С. 537–543.
9. Sarah Dine, Sara Aïd, Karim Ouaras, Véronique Malard, et al. Advanced Powder Technology 26 (2015) P. 1300–1305.
10. Белоус А.Г., Овчар О.Г., Мищук О.Д. и др. Неорганические материалы. 2007, Т.43, №4, С. 477–482.
11. Powder Diffraction File PDF2 ICDD Release 2014.

**СВС-СИНТЕЗ И ХАРАКТЕРИСТИКА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО КАРБИДА
(TiZrHfNbTa)C****Володько С.С.^{1,2}**¹НИТУ МИСиС,

Москва, Россия

²ТулГУ,

Тула, Россия

volodko.sv@yandex.ru

Карбиды переходных металлов IV и V групп таблицы Менделеева относят к классу сверхвысокотемпературной безкислородной керамики. Данные материалы за счет высокой температуры плавления (>3000 °C), твердости (>20 ГПа) и жаростойкости, являются перспективными для их использования, например, в устройстве ракетных двигателей в качестве защитных покрытий рабочих поверхностей горячего тракта. Высокоэнтропийные карбиды (ВЭК) – новый класс материалов, внимание к которым интенсивно возросло за последние несколько лет. ВЭК, как правило, представляет собой квазиэквивалентную композицию, состоящую из 5 переходных металлов (в равных долях), и углерода с соблюдением условия $S \geq 1,5R$ ($S=R \ln N$), где S – энтропия, R – газовая постоянная, а N – число элементов. Структура ВЭК однофазна и представляет собой кубическую решетку. За счет значительного преобладания энтропийного фактора (TS) над энтальпийным (H) в уравнении энергии Гиббса при высоких температурах ВЭК более стабильны, чем монокарбиды. Более того, ВЭК демонстрируют превосходные механические и физические свойства, такие как высокая прочность, твердость, особенно при высоких температурах, а также высокий уровень жаростойкости и коррозионной стойкости.

В данной работе синтез ВЭК состава $(\text{TiZrHfNbTa})\text{C}_5$ проводили методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Порошки металлов (чистота > 99 %, размер частиц 40-60 мкм) с добавлением графита (чистота 99 %, размер частиц 7-10 мкм) смешивали в планетарной мельнице с добавлением стальных шаров к смеси в весовом соотношении 20:1 в атмосфере аргона (давление 4 атм.). Скорость вращения 694 об/мин, длительность 60 мин. Затем полученный СВС-продукт подвергали горячему прессованию при температуре 1800 °C в графитовой матрице в вакууме глубиной 10^{-2} мм рт. ст. Материал после горячего прессования отжигали в вакууме при температуре 1900 °C в течение 1 часа (глубина вакуума - $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст.).

На рисунке 1 представлены дифрактограммы $(\text{TiZrHfNbTa})\text{C}_5$ в различном состоянии. После СВС на дифрактограмме пики интенсивностей можно интерпретировать как суперпозицию пиков интенсивностей от кубической фазы, соответствующей ВЭК, и непрореагировавших металлов с углеродом. Таким образом после СВС однофазное состояние, присущее ВЭК, не достигается. Дополнительно детектируются отражения от фазы типа $(\text{Zr,Hf})\text{O}_2$ при малых углах 2θ .

Горячее прессование (ГП) при 1800 °C приводит к изменению дифракционной картины (рис. 1, б), в следствие чего полностью исчезают рефлексы от непрореагировавших металлов. Этот факт указывает на то, что при ГП происходит дополнительное образование твердого раствора на основе высокоэнтропийной фазы. С точки зрения рентгеноструктурного анализа «кубическая высокоэнтропийная фаза» становится доминантной. Однако вблизи углов 32° и 37° 2θ всё ещё наблюдается система отражения от $(\text{Zr,Hf})\text{O}_2$.

В результате вакуумного отжига образца после ГП пики интенсивностей от $(\text{Zr,Hf})\text{O}_2$ исчезают, что, в первом приближении, можно объяснить взаимодействием свободного углерода, находящегося в матрице ВЭК, с оксидами при отжиге и их восстановлением до чистых металлов, которые, вероятно, диффундируют в матрицу, создавая микронеоднородности химического состава, о чем косвенно свидетельствует рост интегральной ширины линии (111) после отжига относительно ГП (рис. 2).

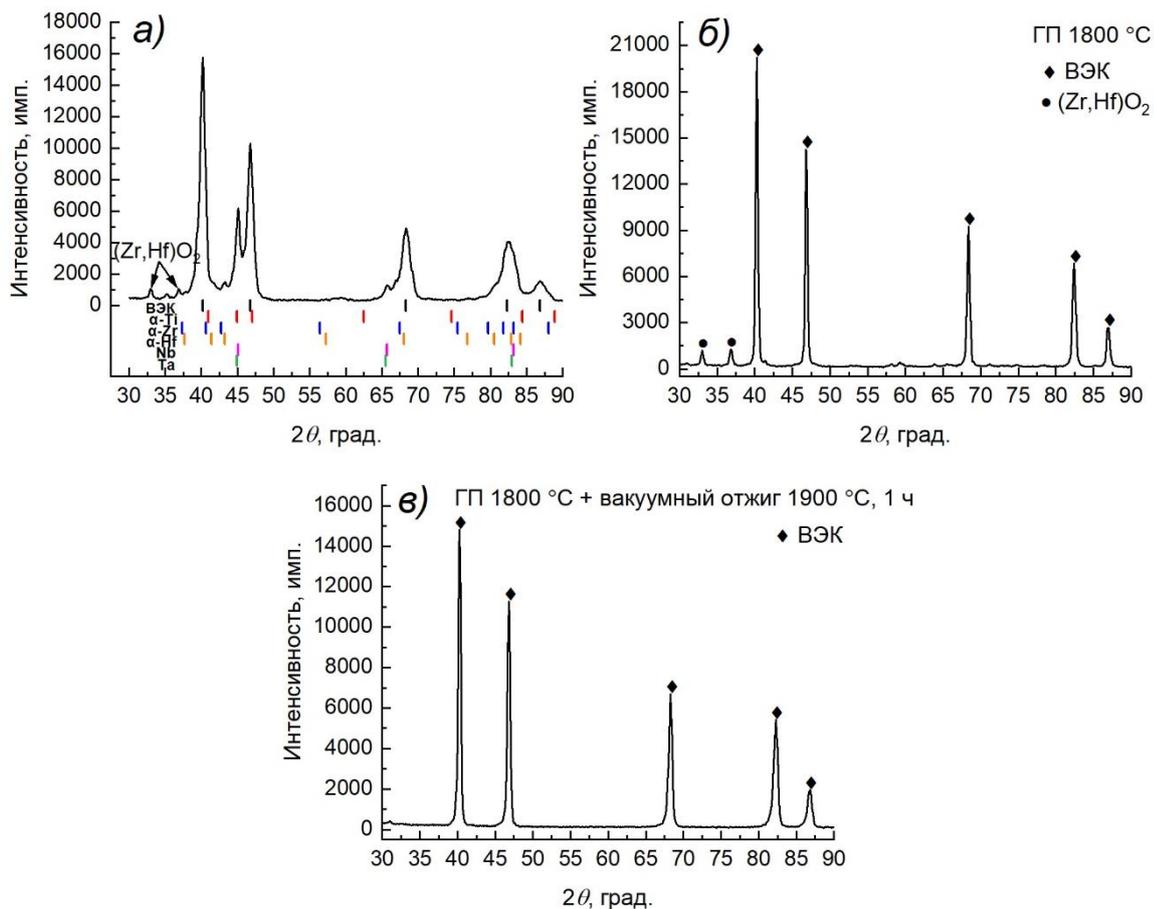


Рисунок 1 – Рентгенограммы ВЭК после СВС (а), горячего прессования (б) и отжига (в)

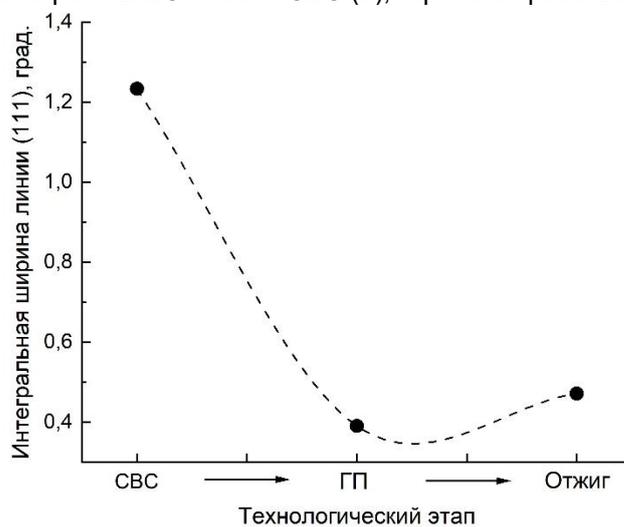


Рисунок 2 – Интегральная ширина пика (111) кубической фазы для каждого технологического этапа

Восстановление оксидов углеродом при отжиге подтверждают данные сканирующей электронной микроскопии. Свободный углерод при температуре около 1900 °С может восстановить такие термодинамически прочные оксиды, как ZrO_2 и HfO_2 до чистых металлов, особенно, при низких давлениях среды (вакуум). В пользу этого говорит фактически полное исчезновение мест, обогащенных кислородом, гафнием и цирконием, при одновременном исчезновении зон, насыщенных углеродом, что демонстрируют карты распределения элементов (рис. 3).

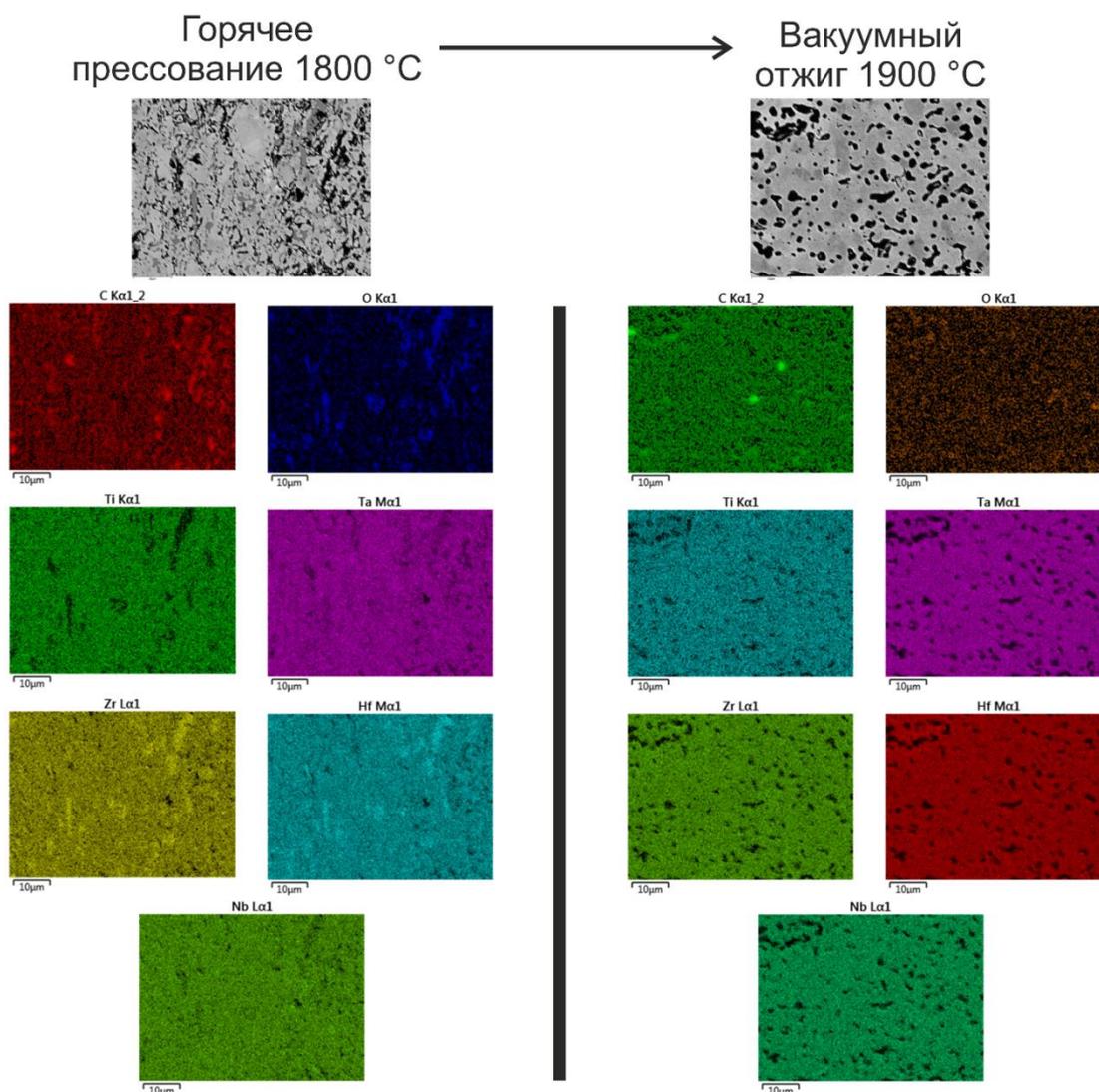


Рисунок 3 – Карты распределения элементов компактных образцов ВЭК после горячего прессования и вакуумного отжига

Таким образом, в ходе СВС-синтеза $(\text{TiZrHfNbTa})\text{C}_5$ однофазное состояние ВЭК не достигается. Помимо основной фазы $(\text{TiZrHfNbTa})\text{C}_5$ в образце присутствуют непрореагировавшие исходные металлы, а также небольшое количество оксида типа $(\text{Zr,Hf})\text{O}_2$. После горячего прессования непрореагировавшие металлы не детектируются, однако, оксидная фаза сохраняется. Вакуумный отжиг горячепрессованного образца $(\text{TiZrHfNbTa})\text{C}_5$ приводит к исчезновению оксида $(\text{Zr,Hf})\text{O}_2$, вероятно, за счёт его карботермического восстановления свободным углеродом, находящемся в матрице, до чистых металлов, которые, диффундируя в матрицу, образуют микронеоднородности химического состава.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 18-79-10215.

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ И ВЯЗКОУПРУГИЕ СВОЙСТВА ОЛИГОМЕРНОЙ КОМПОЗИЦИИ С ВЫСОКОДИСПЕРСНЫМ ДИОКСИДОМ КРЕМНИЯ

Целищев Ю.Г., Ухин К.О., Кисельков Д.М.

ПФИЦ УрО РАН,
Пермь, Россия
tselishch@yandex.ru

Использование микро- и наноразмерных частиц дисперсных компонентов в качестве наполнителей полимерных (олигомерных) матриц изменяет свойства жидких композиций и отверждённых композитов, включая изменение их механических и прочностных свойств, и придает им дополнительные функциональные качества. Введение дисперсных компонентов в жидкий полимер (олигомер) и их распределение в объёме матрицы сопровождается течением композиции с изменением её реологических и вязкоупругих свойств.

Целью работы являлось определение влияния режимов течения олигомерной композиции с высокодисперсным диоксидом кремния, его текстурных характеристик на реологические и вязкоупругие свойства композиции.

В качестве жидких олигомеров использовались полидиенуретанэпоксид, пластифицированный диоктилсебационатом, и олигодивинилизопрен (мол. масса 4000). В качестве высокодисперсного диоксида кремния рассматривались аэросил марок А-175 и А-380 и синтезированный нами мезопористый SiO_2 (МСМ-41).

Структурные и текстурные характеристики образцов диоксида кремния определялись на электронном и атомно-силовом микроскопах (размер и форма частиц), и на сорбтометре методами низкотемпературной адсорбции ими азота (площадь поверхности, размер и объём мезо- и микропор). Исследования реологических и вязкоупругих свойств олигомерных дисперсных композиций при различных режимах их течения проводились на ротационных вискозиметрах методами реометрии.

Получены кривые вязкости (рис. 1) и течения олигомерной композиции на основе пластифицированного полидиенуретанэпоксиде и аэросила А-175.

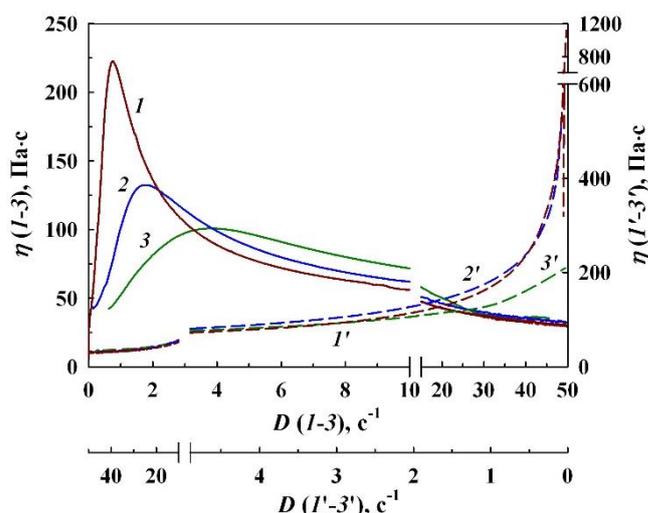


Рисунок 1 — Кривые вязкости композиции при увеличении (1-3) и уменьшении (1'-3') скорости сдвига. Отношение D/t (с⁻¹/с): 1 (1) — 0,01; 2 (2) — 0,05; 3 (3) — 0,5

Содержание А-175 составляло 5,2 % об., температура среды — 20 °С, изменение скорости сдвига D/t , равномерно нарастающей (1-3) и убывающей (1'-3'), задавалось в диапазоне от 0,01 до 0,5 с⁻¹/с при помощи программного обеспечения реометра.

Видно (рис. 1), что дисперсные композиции обладают выраженными пределом

текучести и гистерезисом, характерных для тиксотропных материалов. Объяснением этого может являться влияние микроструктурных образований наполнителя, представляющих из себя упругий, с определённой степенью жёсткости, объёмный каркас. С приложением небольших скоростей сдвига (D) и их изменений (D/t) каркас противодействует сдвиговым напряжениям, но с ростом D и D/t и достижением ими предельных величин каркас разрушается. При небольших скоростях сдвига происходит одновременное разрушение исходной микроструктуры и создание новой. Увеличение отношения D/t с 0,01 (кривая 1) до $0,5 \text{ с}^{-1}/\text{с}$ (кривая 3) при убывающей скорости сдвига с соответствующим изменением времени регенерации структур с $5 \cdot 10^3 \text{ с}$ до 100 с сопровождается незавершённостью структурообразования дисперсного наполнителя.

Показано, что кривые течения композиций (зависимости D от напряжения сдвига) при изменениях содержания дисперсного компонента и температуры среды отличаются формой и площадью гистерезиса. Получено, что использование высокодисперсного диоксида кремния приводит к образованию специфичных областей на гистерезисах кривых течения, связанных с процессами образования и разрушения его микроструктур.

Определена зависимость угла сдвига фаз δ ($^\circ$) между напряжением сдвига и деформацией, описывающая вязкоупругие свойства олигомерной композиции на основе олигодивинилизопрена и аэросила А-380, от частоты и амплитуды приложенных к композиции колебательных воздействий (рис. 2). Содержание А-380 составляло 3,2 % об., температура среды - 20°C .

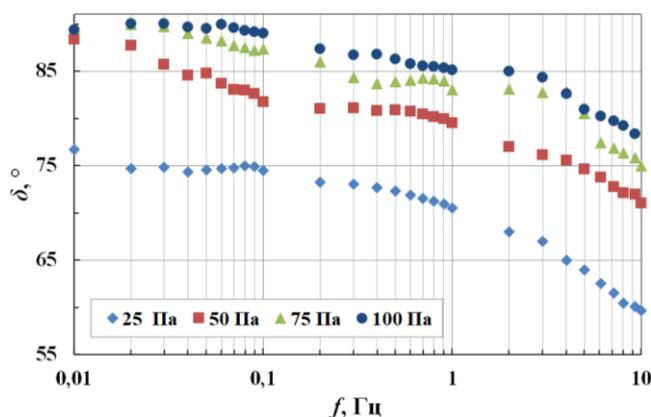


Рисунок 2 - Зависимость угла δ от частоты колебаний f при изменении амплитуды приложенных к композиции колебаний от 25 до 100 Па

Для упругих материалов угол δ равен или близок к нулю. Для материалов, проявляющих упругую и вязкую составляющие, угол δ находится в диапазоне $[0-90]^\circ$. Из полученных зависимостей (рис. 2) видно, что увеличение амплитуды колебаний от 25 до 100 Па приводит к росту угла δ , и, соответственно, увеличению вязкой составляющей вязкоупругих свойств композиции. При постоянной амплитуде рост частоты сопровождается ростом упругой составляющей свойств композиции.

Также оценено влияние текстурных характеристик диоксида кремния (площади поверхности и объема пор) на реологические и вязкоупругие свойства композиции.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект №20-03-00861-а.

ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ГРАФЕНОВЫХ НАНОСТРУКТУР

Овчинников Е.В., Возняковский А.П., Возняковский А.А., Эйсымонт Е.И.
Учреждение образования «Гродненский государственный университет

им. Янки Купалы»,

г.Гродно, Беларусь, ovchin@grsu.by

Научно-исследовательский институт синтетического каучука им.С.В.Лебедева,

г.Санкт-Петербург, Россия, voznap@mail.ru

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

г.Санкт-Петербург, Россия, alexey_inform@mail.ru

Аллотропные соединения нанокремния, в частности, графен и его производные - графеновые наноструктуры (такие как, малослойный графен (МГ), графеновые нанопластины, оксид графена, восстановленный оксид графена) активно используются для решения различных научных и практических задач. Интерес к этому классу материалов обусловлен их характеристиками. Так теплопроводность графена составляет 5000 Вт/(м*К) [1], его модуль Юнга составляет 1 ТПа [2], а удельная поверхность оценивается в 2630 м²/г [3]. Поэтому графеновые наноструктуры активно используются для улучшения теплофизических и прочностных параметров композиционных материалов [4,5]. Однако, производительность наиболее распространённых методик синтеза графеновых наноструктур [6] не отвечает требованиям современного материаловедения. Недавно нами предложена высокопроизводительная методика синтеза 2D графеновых структур с использованием методики самораспространяющегося высокотемпературного синтеза – *Gshs*. [7]. Кроме того, для ряда практических применений (защитные покрытия, теплопроводящие покрытия и т.д.) на данный момент отсутствует методика, позволяющая получать однородные покрытия из графеновых наноструктур на различных подложках с высокой адгезией.

Целью настоящей работы являлась отработка методики получения востребованных практикой графеновых покрытий на металлическом субстрате.

Для достижения этой цели, на примере инертной поверхности медной фольги, нами была разработана оригинальная методика формирования пленок *Gshs* с высокой адгезией к металлической поверхности. Методика заключалась в формировании интерфейсной связи частиц *Gshs* посредством органического соединения. Для этого частицы *Gshs* пропитывались полифункциональным органическим соединением с последующим термическим отжигом. При этом органическое вещество удалялось с образованием радикалов частиц *Gshs*, которые, формируя ковалентную С-С связь образовывали сшитую структуру (пленку) на поверхности металла.

На рисунке 1 представлена фотография полученных образцов медной фольги с нанесенной пленкой графеновых структур.



Рисунок 1 - Исходные медные пластины (1), пластины с покрытием из МГ (2)

Для исследования теплофизических свойств полученных покрытий использовался метод стационарного теплового потока. Измерения проводились при комнатной температуре. Результаты измерений представлены на рисунке 2. Погрешность измерений составляла 11%.

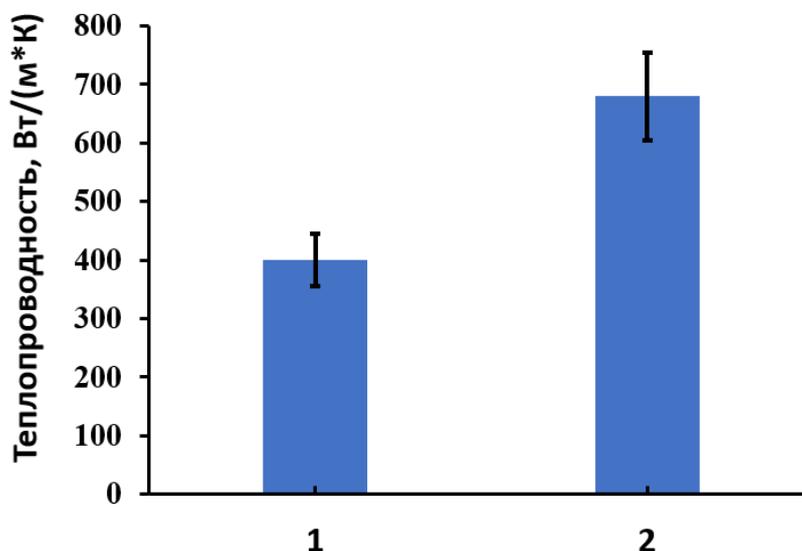


Рисунок 2 - Теплопроводность исходных медных пластин (1) и пластин покрытых МГ (2)

Как видно из рисунка 2, нанесение пленки позволило достичь роста теплопроводности на 70% по сравнению с образцами из чистой меди.

Полученные покрытия за счет высокой адгезии и теплопроводности, а также низкой себестоимости могут найти применение в качестве теплопроводящих покрытий в различных отраслях промышленности, например в качестве теплоотводов в электронной технике.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Balandin, A. A. Superior thermal conductivity of single-layer graphene / A. A. Balandin, S. Ghosh, W. Bao, I. Calizo, D. Teweldebrhan, F. Miao, C. N. Lau // *Nano letters*. — 2008. — V. 8. — №. 3. — P. 902—907.
2. Lee, C. Measurement of the elastic properties and intrinsic strength of monolayer graphene / C. Lee, X. Wei, J. W. Kysar, J. Hone // *science*. — 2008. — V. 321. — №. 5887. — P. 385—388.
3. Zhu, Y. Graphene and graphene oxide: synthesis, properties, and applications / Y. Zhu, S. Murali, W. Cai, X. Li, J. W. Suk, J. R. Potts, R. S. Ruoff // *Advanced materials*. — 2010. — V. 22. — №. 35. — P. 3906—3924.
4. Chang, J., Zhang, Q., Lin, Y., Zhou, C., Yang, W., Yan, L., & Wu, G. Carbon nanotubes grown on graphite films as effective interface enhancement for an aluminum matrix laminated composite in thermal management applications // *ACS applied materials & interfaces*. — 2018. — T. 10. — №. 44. — C. 38350-38358.
5. Li, Y., Wang, S., Wang, Q. Enhancement of tribological properties of polymer composites reinforced by functionalized graphene // *Composites Part B: Engineering*. — 2017. — T. 120. — C. 83-91.
6. Mahmoudi, T. Graphene and its derivatives for solar cells application / T. Mahmoudi, Y. Wang, Y. B. Hahn // *Nano Energy*. — 2018. — V. 47. — P. 51—65.
7. Vozniakovskii, A. A., Voznyakovskii, A. P., Kidalov, S. V., Osipov, V. Y. Structure and paramagnetic properties of graphene nanoplatelets prepared from biopolymers using self-propagating high-temperature synthesis // *Journal of Structural Chemistry*. — 2020. — T. 61. — №. 5. — C. 826-834.

СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ $Ti_{49}Ni_{51}$ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ

Габриелян А.Х., Беляев С.П., Реснина Н.Н.
*Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
E-mail: st063878@student.spbu.ru*

Ранее было показано, что проявление эффекта стабилизации мартенсита зависит от способа предварительного деформирования и доли прямого перехода, реализованного в процессе предварительного деформирования. Это позволило определить оптимальные режимы предварительного деформирования, при которых максимальная обратимая деформация наблюдается при минимальном проявлении эффекта стабилизации мартенсита. Целью настоящей работы явилось исследование проявления эффекта стабилизации мартенсита при термоциклировании сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ в различных режимах. Данный сплав был выбран, поскольку в нем восстановление деформации является полным при нагревании.

Плоские образцы сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ подвергали двум термообработкам: закалке от 900 °С в воде и закалке +отжигу при 500 °С 2 часа. После закалки сплав испытывал $B2 \leftrightarrow B19'$ мартенситное превращение, а после отжига прямое превращение реализовывалось через промежуточную R фазу. Термоциклы состояли из трех этапов – предварительное деформирование, разгрузка и нагревание. Предварительное деформирование осуществляли двумя путями: за счет охлаждения под напряжением через неполный интервал прямого перехода, или за счет наведения мартенситной фазы в аустените. Полученные результаты показали, что в отожженном сплаве величина эффекта стабилизации мартенсита не меняется с циклами. Изменение величины обратимой деформации при циклировании зависит от способа предварительного деформирования. Если в циклах деформирование осуществляли за счет охлаждения под напряжением до одной и той же температуры (внутри интервала прямого перехода), то обратимая деформация незначительно уменьшалась за счет уменьшения доли прямого перехода, реализованного при охлаждении. Если охлаждение под напряжением проводили до одинаковой деформации, при этом в каждом цикле немного понижали температуру, при которой охлаждение останавливали, то доля прямого перехода и обратимая деформация не менялись. Если предварительное деформирование осуществляли за счет деформации в аустените, то, как величина эффекта стабилизации мартенсита, так и обратимая деформация не менялись с циклами. В закаленных образцах уменьшение температур переходов с циклами очень значительное, поэтому изменение деформации и температур более существенны. Так, если в циклах охлаждение под напряжением прерывали при одинаковой температуре, то доля прямого перехода уменьшалась с 80 до 40 %, при этом уменьшались как величина эффекта стабилизации мартенсита, так и обратимая деформация, которая с 5 цикла была равна нулю, т.к. вся накопленная деформация восстанавливалась при разгрузке. Если в циклах обеспечивали одинаковую долю прямого перехода, то обратимая деформация и эффект стабилизации мартенсита не изменялись.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ (№ 18-19-00226-П).

**DYNAMICS OF EMBRYO DEFORMATION BANDS DURING DISCONTINUOUS CREEP
IN AN AlMg ALLOY****Shibkov A.A., Gasanov M.F., Zolotov A.E., Denisov A.A.***Physics department, Tambov State University,
Internationalnaya str. 33, 392000 Tambov, Russia
shibkovaleks@mail.ru*

Intermittent plastic deformation of crystalline solids has been a subject of intensive investigation for many years. At the macroscopic scale an intermittent plastic deformation manifests itself as local stress drops or strain steps during uniaxial tensile tests performed at a constant strain rate or constant stress rate, respectively (the Portevin-Le Chatelier (PLC) effect). In the current work we present investigation of a discontinuous creep in commercial AlMg6 alloy. The discontinuous creep resulting from spontaneous nucleation and growth of deformation bands at a constant applied stress presents a striking example of nonlinear dynamics, which might serve as a model of the macroscopic-scale self-organization in nonlinear systems studied in various fields of science. In the present work, the millisecond dynamics of embryo deformation bands was investigated experimentally using the acoustic emission (AE) technique simultaneously with high-speed video-recording of the surface of the deforming samples of an AlMg6 alloy. The duration of the embryo band growth usually does not exceed several milliseconds. Therefore, an experimental study of this process requires the use of methods operating in a frequency band significantly exceeding 1 kHz. New data on the deformation band formation were obtained by virtue of combination of the AE method covering a frequency band from 25 kHz to ~ 1 MHz and high-speed video-recording at a rate of 5 000 to 50 000 fps with a spatial resolution of 10 to 40 $\mu\text{m}/\text{pixel}$.

The experiments permit the following conclusions to be drawn:

(i) Embryo bands in flat tensile samples can be classified into four main types with regard to their geometry and dynamics: primary bands, growing across the frontal surface in the direction of the maximum tangential stresses; secondary bands, growing along the border of the previous band; secondary conjugated bands, intersecting with the previous bands at an angle of about 60° ; and arcuate bands, growing in the area of the sample heads (Fig. 1). The fastest dynamics is characteristic of the first two types, while the band of the fourth type is the slowest of all at the same level of the applied load. All types of embryo bands show nonlinear dynamics with a sharp acceleration at the final stage of growth. They generate bell-shaped acoustic bursts characterized by a broadband (~ 25 kHz - 1 MHz) power spectrum, various amplitudes, and durations in the range of ~ 1-10 ms, depending on the band type and the applied stress in the range below $\sim 0.8 \sigma_u$ (here, σ_u is the ultimate tensile strength). At higher stresses, the bands of the first and second type generate short, lasting up to ~ 1 ms, series of high-amplitude microsecond AE pulses.

(ii) It is established that the sources of broadband AE bursts are related to the final stage of the embryo band growth, which consists of the impact interaction of its tip with the surface, accounting for the maximum amplitude of the acoustic burst, and the subsequent stage of the band expansion, corresponding to the signal attenuation. The power spectrum of broadband bursts contains virtually all frequencies of the studied range with the main maximum near 100 kHz and the median frequency about 300 kHz. The shape of the averaged envelope of the AE burst correlates well with the absolute rate of growth of the force response to the deformation band formation.

(iii) The broadband acoustic burst caused by the formation of an individual band has a complex fractal structure consisting of a large number of short ($\sim 1-10 \mu\text{s}$) discrete AE pulses with a power-law amplitude distribution. Such scale-invariant statistics are usually considered as a signature of avalanche-like dynamics of the underlying physical processes. It may be supposed that dislocation avalanches are the building blocks of the growing deformation band.

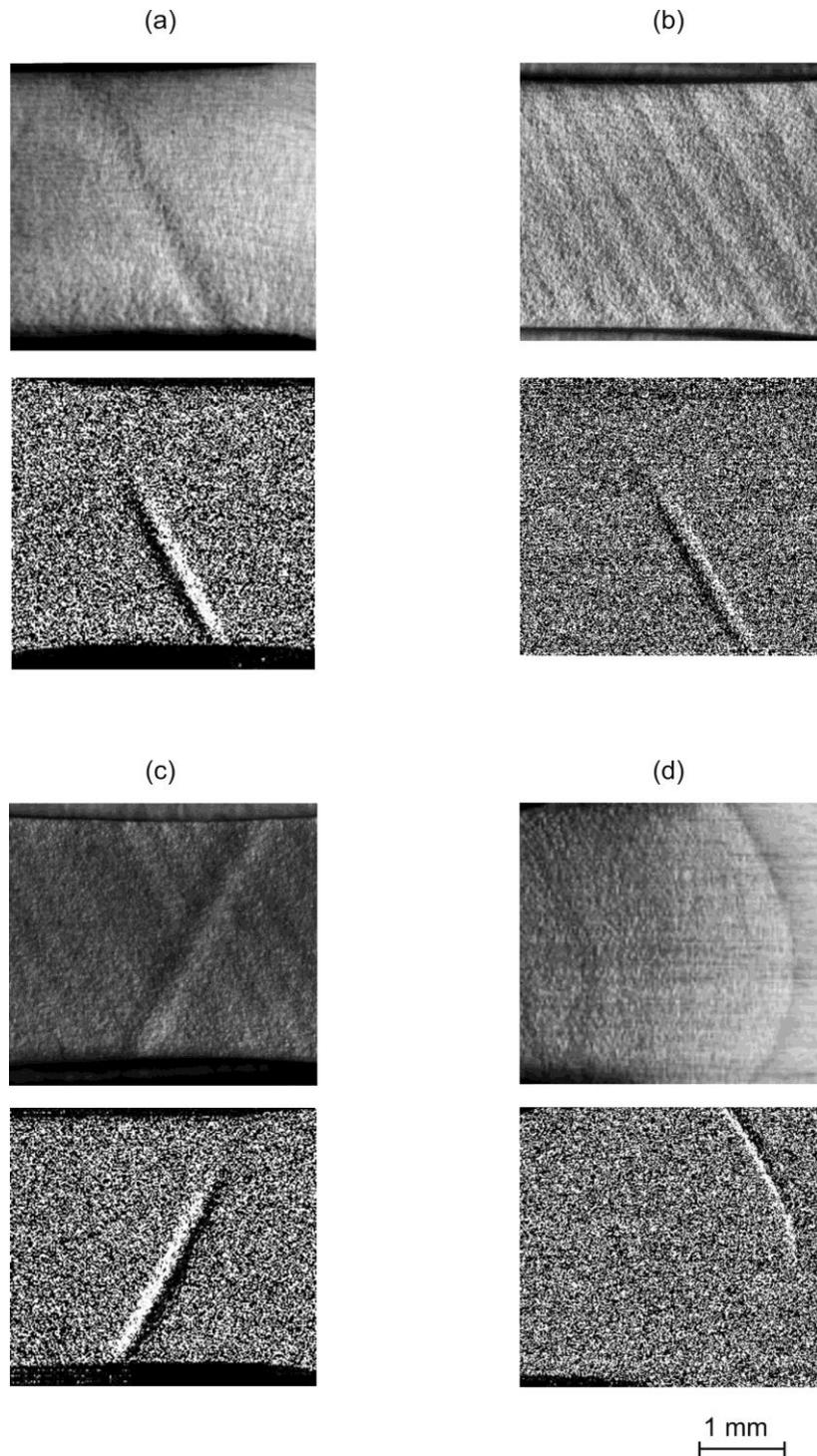


Figure 1 - Types of embryo deformation bands: (a) primary band; (b) band growing along the boundary of a previous band; (c) conjugated band growing across the previous bands at an angle of about 60° ; (d) arcuate band in the region of the sample shoulder. The upper images are the as-recorded photographs and the lower ones are the result of computer processing of the images of the growing embryo band.

It should be underlined that the statistical analyses reported in the literature correspond to time intervals of minutes and even hours, within which millisecond pulses analyzed in the present paper would be represented by structureless points. This similitude between behaviors on distinct time scales motivated fractal analysis that revealed a multifractal nature of broadband acoustic bursts and corroborated the conjecture of self-organized dynamics of dislocation avalanches over the time scale of a deformation band.

(iv) Short series of microsecond AE pulses detect with an accuracy of $\sim 1 \mu\text{s}$ the stage of accelerated growth of the first and second type embryo bands occurring at high stresses. The first AE pulse in the series indicates the onset of this stage, and the AE pulse with the maximum amplitude reveals the shock interaction of the embryo band tip with the sample surface. According to video-recording at a rate of 50 000 fps, the tip speed can reach $\sim 30\text{-}40 \text{ m/s}$ at this instant.

(v) The source of a deformation band lies within one or several neighboring grains. The volume of the embryo band increases by more than six orders of magnitude during its growth. It can thus be suggested that the avalanche-like multiplication of dislocations is the dominant growth mechanism. At the stage of accelerated growth, dislocations move in a quasi-viscous regime in the embryo band tip, and the lateral growth occurs due to thermally activated motion of dislocations. A surprising observation concerns an unexpectedly strong attenuation (by more than an order of magnitude) of acoustic noise at the stage of accelerated growth. Several hypotheses associated with the generation of a large number of mobile dislocations are suggested as possible mechanisms of such phenomenon [1]. The verification of these conjectures will require further investigations.

The experimental data connote several remarks concerning mechanical properties and applications of alloys prone to plastic instability and strain localization. First, attention should be attracted to the fact that the source of a deformation band lies within one, perhaps, several polycrystalline grains. It will be of great interest to extend this study to similar alloys with various grain size, including submicro/nanocrystalline materials or samples with grains refined in a surface layer that might control the embryo band nucleation. It is noteworthy in this context that efficient suppression of the PLC effect was observed after severe plastic deformation of some AlMg alloys in [2]. Second, the observation of a radical change in the waveform of AE signal on approaching the ultimate stress may serve to anticipate the oncoming fracture. Moreover, the knowledge of the correlation between AE bursts and the formation of deformation bands may help to find original ways to control or suppress strain localization and, therefore, improve and stabilize mechanical properties of alloys. For example, recent studies showed that application of electrical current can suppress the PLC effect and band formation [3]. In this case, AE signals may provide feedback to control electric current generators.

Acknowledgements

The results were obtained using the equipment of the Center for Collective Use of Scientific Equipment of TSU named after G.R. Derzhavin. This work was partially supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation in the frame work of agreement No. 075-15-2021-709 (unique project identifier RF-2296.61321X0037) and partially by the Russian Science Foundation (project No. 22-22-00692).

References

1. Shibkov A.A., Lebyodkin M.A. et. al // Phys. Rev. E. 2020. V. 102. P. 043003.
2. Markushev M.V., Murashkin M.Yu. // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 367. P. 234.
3. Shibkov A.A., Denisov A.A. et. al // Mater. Sci. Eng. A. 2014. V. 610. P. 338.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ТВЁРДОСТЬ ПОКРЫТИЙ TiAlN

Константинов С.В.¹, Комаров Ф.Ф.¹, Чижов И.В.², Зайков В.А.²

¹Научно-исследовательское учреждение «Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко» БГУ,
Минск, Беларусь, my@mail3000@tut.by

²Белорусский государственный университет,
Минск, Беларусь

Введение. Покрытия на основе нитрида титана TiN демонстрируют высокую механическую прочность, приемлемую высокотемпературную стабильность структурно-фазового состояния при технологичности нанесения на различные типы материалов [1]. Перспективным также направлением может быть использование их оптических свойств. Покрытия TiAlN, TiAlCN перспективны для солнечной энергетики, где могут использоваться как поглощающие слои в солнечных коллекторах [2].

В настоящее время уже известно, что наноструктурированные керамические покрытия обладают высокой радиационной стойкостью ввиду наличия большой интегральной протяженности интерфейсов, которые работают как эффективные стоки для радиационно-индуцированных дефектов структуры [3]. Актуальным для современной атомной энергетики является изучение радиационной стойкости материалов при высокотемпературном ионном облучении.

Материалы и методы исследования. Осаждение наноструктурированных покрытий TiAlN осуществлялось методом реактивного магнетронного напыления (PMN) на модернизированной установке УВН 2М. В качестве подложек для нанесения были использованы нержавеющая сталь марки 12X18H10T и монокристаллический кремний Si(100). Для достижения требуемого уровня чистоты подложек была произведена операция их очистки с помощью ионного источника «Радикал». Нанесение покрытий осуществлялось в оптимальном режиме с формированием нитрида стехиометрической концентрации по содержанию азота [4].

Сформированные покрытия TiAlN были подвергнуты облучению ионами Ag⁺ с энергией 200 кэВ в диапазоне флюенсов $2,5 \cdot 10^{16}$ ион/см², $5 \cdot 10^{16}$ ион/см², $1 \cdot 10^{17}$ ион/см², $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² при температуре 480 °С. Плотность ионного тока составила $J = 1,2$ мкА/см².

Анализ структурно-фазового состояния покрытий TiAlN проводился с использованием рентгеновского порошкового дифрактометра ADANI POWDIX 600/300, длина волны излучения $\text{CoK}\alpha_1 = 1,788996$ Å. Измерение твёрдости были проведены по методике Оливера и Фарра [5] на приборе Nano Hardness Tester (NHT2) фирмы CSM Instruments (Швейцария) с алмазным индентором Берковича. При измерениях коэффициент Пуассона принимался равным $\nu = 0,3$ [6].

Результаты и их обсуждение. Как представлено на полученных дифрактограммах от покрытий TiAlN (рисунок 1) обнаружены пики дифракции фазы аустенита $\gamma\text{-Fe}$ 111, 200, 220, 311 от подложки нержавеющей стали. Также обнаружены пики дифракции от фазы (Ti, Al)N. Данная фаза представляет собой неупорядоченный твердый раствор замещения на базе гранцентрированной кубической (ГЦК) решетки типа NaCl нитрида титана TiN. Обнаружено, что пики дифракции смещены в область больших значений углов 2θ относительно чистого нитрида. Данный факт свидетельствует о замещении атомов титана атомами алюминия, обладающими меньшим атомным радиусом: $r_{\text{Ti}} = 1,47$ Å, $r_{\text{Al}} = 1,43$ Å [6]. Рассчитанный по формуле Селякова-Шеррера средний размер кристаллитов покрытия TiAlN варьируется в диапазоне 10-50 нм. Из дифрактограмм следует, что при заданной температуре облучения флюенс $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² является пороговым, после которого начинает проявляться изменение структуры. А именно: наблюдается начало спинодальной фазовой сегрегации твёрдого раствора. Ниже данного флюенса облучения

существенных изменений фазового состава и структуры, а также признаков аморфизации покрытия TiAlN не наблюдается.

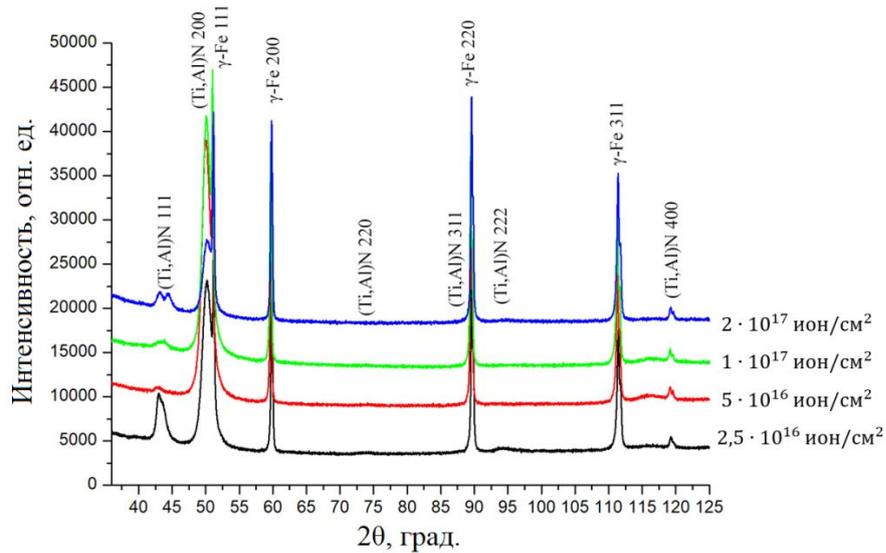


Рисунок 1 – Рентгеновские дифрактограммы от покрытий TiAlN, облученных ионами Ag^+ с энергией 200 кэВ при температуре 480 °С различными флюенсами

На рисунке 2 представлен результат наноиндентирования по методике Оливера и Фарра покрытия TiAlN. Гладкий характер кривых нагрузки и разгрузки свидетельствует об однородности покрытия по глубине. Анализ фотографий отпечатков трехгранного алмазного индентора Берковича (рисунок 3) после индентирования свидетельствует о высокой ударной вязкости и трещиностойкости покрытий TiAlN до флюенса облучения $2 \cdot 10^{17}$ ион/см².

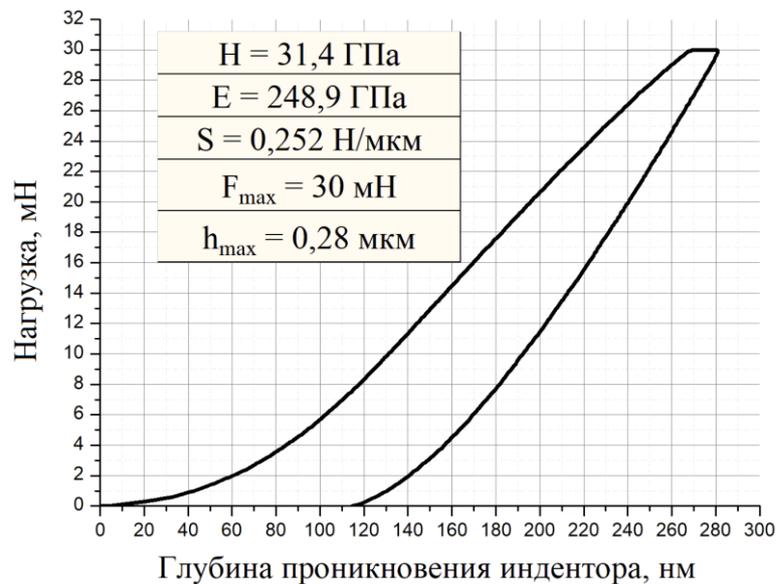


Рисунок 2 – Кривые нагрузки-разгрузки индентора от покрытия TiAlN, облученного ионами Ag^+ с энергией 200 кэВ флюенсом $2,5 \cdot 10^{16}$ ион/см² при температуре 480 °С

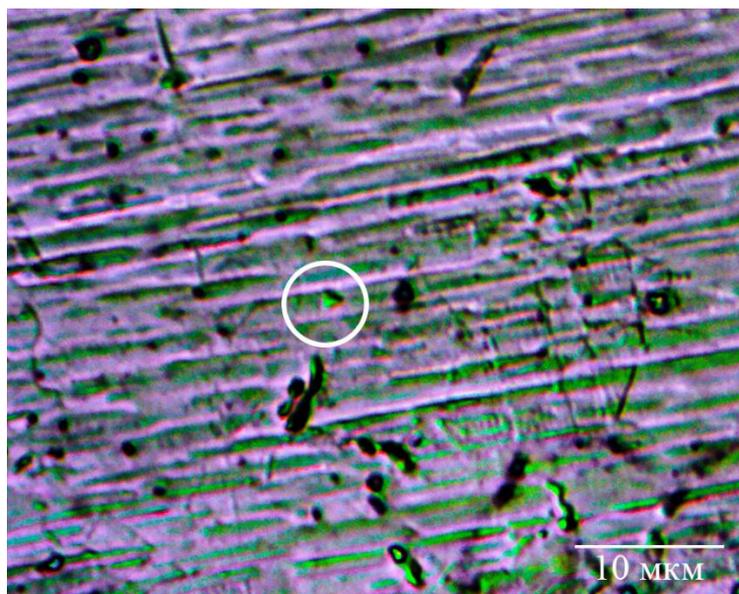


Рисунок 3 – Микрофотография отпечатка индентора на образце покрытия TiAlN, облученного ионами Ar^+ с энергией 200 кэВ флюенсом $2,5 \cdot 10^{16}$ ион/см² при температуре 480 °С

Заключение. Сформированы покрытия TiAlN высокого качества однородные по поверхности и глубине. Проведено их облучение ионами Ar^+ с энергией 200 кэВ в диапазоне флюенсов $2,5 \cdot 10^{16}$ ион/см², $5 \cdot 10^{16}$ ион/см², $1 \cdot 10^{17}$ ион/см², $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² при температуре 480 °С. Установлено формирование однофазной структуры неупорядоченного твёрдого раствора (Ti,Al)N с ГЦК решёткой типа NaCl. Не обнаружено существенных изменений структурно-фазового состояния покрытий до флюенса облучения $2 \cdot 10^{17}$ ион/см² при котором наблюдается начало спинодального распада твёрдого раствора. По результатам наноидентирования зафиксирована высокая твёрдость покрытий TiAlN, а характер их разрушения при нагрузке свидетельствует о хорошей трещиностойкости и ударной вязкости после облучения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Heim, D. TiAlN and TiAlCN deposition in an industrial PaCVD-plant / D. Heim, R. Hochreiter // Surf. Coatings Technol. - 1998. - Vol. 98, No 1–3. - P. 1553–1556.
2. Optical properties of TiAlC/TiAlCN/TiAlSiCN/TiAlSiCO/TiAlSiO tandem absorber coatings by phase-modulated spectroscopic ellipsometry / J. Jyothi [et al.] // Appl. Phys. A. - 2017. - Vol. 123, No 7. - P. 496.
3. Константинов, С.В. Радиационная стойкость наноструктурированных покрытий TiCrN / Константинов С.В., Комаров Ф.Ф., Стрельницкий В.Е. // Доклады Национальной академии наук Беларуси. – 2021. – Т. 65, № 4. – С. 412-421.
4. Комаров Ф. Ф. Влияние протонного облучения на структурно-фазовое состояние наноструктурированных покрытий TiZrSiN и их механические свойства / Комаров Ф.Ф., Константинов С.В., Зайков В.А., Пилько В.В. // Инженерно-физический журнал – 2021 – Т.94, № 6 – С. 1645-1654.
5. Oliver W.C., Pharr G.M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology // Journal of Materials Research. – 2004 – Vol. 19, No. 1. P. 3-20.
6. Komarov F.F., Konstantinov V.M., Kovalchuk A.V., Konstantinov S.V., Tkachenko H.A. The effect of steel substrate pre-hardening on structural, mechanical, and tribological properties of magnetron sputtered TiN and TiAlN coatings // Wear. – 2016. – Vol. 352-353. P. 92–101.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДВИЖЕНИЯ ПАРЫ ДЕФЕКТОВ В РЕШЕТКЕ ГРАФЕНА

Галиахметова Л.Х.¹, Клявлинка А.И.², Крылова К.А.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
Уфа, Россия,

²Башкирский государственный университет,
Уфа, Россия

gysaeva.l.h@gmail.com

Введение. Двумерные материалы активно изучаются последние годы. Интерес к таким материалам вызван их уникальными характеристиками, но исследования усложняются дороговизной получения тонких слоев. Одним из наиболее интересных и изучаемых двумерных структур является графен, который представляет собой слой атомов углерода с правильной гексагональной решеткой [1,2]. Как и в любой структуре, в решетке графена имеются дефекты, которые образуются или в процессе синтеза, или вносятся специально. Наличие различных видов дефектов оказывает влияние на свойства материала, а иногда полностью их определяет, как в легированных полупроводниках. Наиболее распространенный дефект в графене – дефект Стоуна-Уэльса (СУ), представляющий собой пару дефектов 5-7, который возникает в случае поворота одной из связей С-С на 90 градусов. Также дефект Стоуна-Уэльса называют дислокационным диполем [3]. Точечные дефекты типа вакансий, примесных атомов или атомов замещения, характерные для графена, как и в случае с диполем, могут изменить топологию графена и влиять не его свойства. Несмотря на то, что дефекты активно изучаются как экспериментально, так и теоретически, существует много пробелов в понимании динамики дефектов. Например, мало исследованы дислокационные диполи, которые представляют собой два дефекта 5-7, разделенные определенным расстоянием (плечо диполя) и распложенные под определенным углом друг к другу, а также отсутствуют исследования по динамике таких дефектов и их влиянию на устойчивость графена в условиях термодинамического равновесия.

В данной работе методом молекулярной динамики проведено исследование динамики пары дефектов Стоуна-Уэльса (или дислокационных диполей) при повышенных температурах. Рассмотрено влияние температуры и плеча диполя на устойчивость дефектов и их динамику.

Описание модели. Для исследования поведения пары дефектов 5-7 в решетке графена были выбраны несколько расстояний между дефектами. Размер ячейки выбран таким образом, чтобы при применении периодических граничных условий дислокации в соседних ячейках периодичности не чувствовали друг друга. Ячейка периодичности $a \times b$ имеет размер 52×25 Å. В работе было исследовано три решетки с различной длиной плеча. Примеры дислокационных диполей показаны на рисунке 1.

Моделирование проводилось с использованием свободно распространяемого пакета моделирования LAMMPS с эмпирическим потенциалом межатомного взаимодействия AIREBO. Данный потенциал был успешно использован для исследования тепловых и механических свойств различных углеродных систем. Для начальной структуры с дефектами проводится релаксация до достижения локального минимума энергии, и затем выдерживается при различных температурах. Для каждой из температур и длины плеча между дефектами проводились статистические

вычисления для определения поведения. Температура в системе поддерживается с помощью термостата Носе-Хувера.

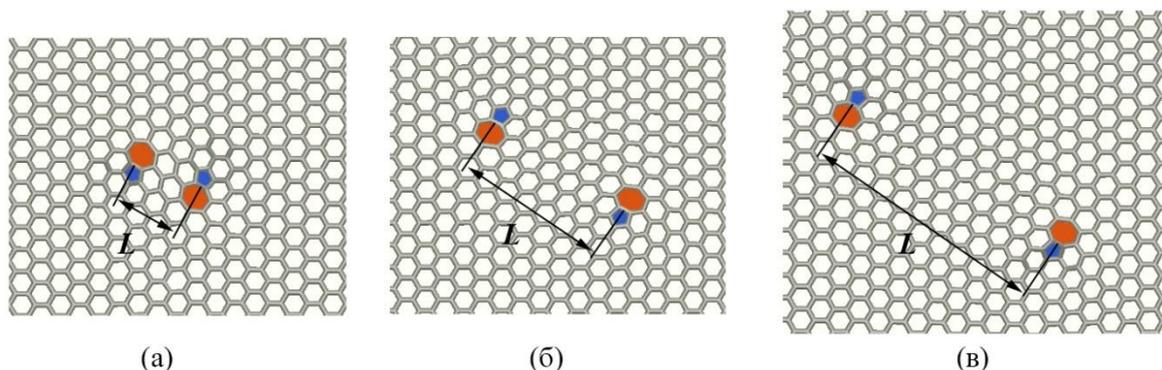


Рисунок 1 - Решетка графена с дефектами с разной длиной плеча (а) $L = 7 \text{ \AA}$, (б) $L = 16,4 \text{ \AA}$ и (в) $L = 30 \text{ \AA}$ в проекции на плоскость

Результаты. Рассмотрим поведение одной решетки для примера. На рисунке 2 показаны сценарии поведения дислокационного диполя с плечом $L = 7 \text{ \AA}$. Для данной модели в процессе моделирования были выявлены несколько основных сценариев как: движение дислокаций навстречу друг другу, преобразование в один или два дефекта СУ и преобразование в один дефект СУ с последующей аннигиляцией. Первый акт переползания дефекта наблюдается при $T = 2800 \text{ K}$. Вследствие тепловых колебаний происходит поворот связи между двумя дислокациями в диполе и таким образом получается два дефекта СУ. Такое положение может оставаться достаточно долго, и далее оно трансформируется в один дефект СУ (рис.2 в) или переходит в бездефектную решетку (рис.2 д). При движении дислокаций навстречу друг другу образуется один центральный дефект СУ (рис.2 г) с последующим преобразованием в бездефектную ячейку (рис.2 д).

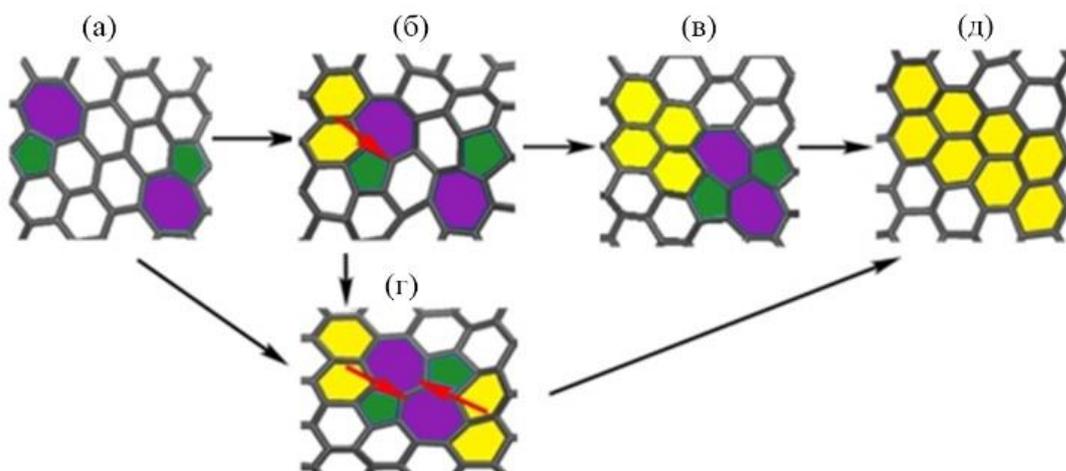


Рисунок 2 - Сценарий поведения дислокационного диполя с плечом $L = 7 \text{ \AA}$

В решетке с плечом $L = 16,4 \text{ \AA}$ наблюдается аналогичное поведение, как и для $L = 7 \text{ \AA}$, но также возможно переползание одного дислокационного диполя в противоположную сторону. Для диполя с плечом $L = 30 \text{ \AA}$ было обнаружено, что движение дефектов не происходит, наблюдается только колебание атомов в ячейке вблизи своих равновесных положений.

Выводы. Рассмотрено поведение дислокационных диполей при повышенной температуре. В результате моделирования были выявлены основные сценарии

поведения динамики дефектов: повышение температуры приводит к скольжению дислокаций, образования диполя с другой длиной плеча, образование одного или нескольких дефектов Стоуна-Уэльса, а также полное исчезновение дефекта. Было замечено, что чем длиннее длина плеча, тем устойчивее положение дефектов в решетке [4]. Моделирование показало, что решетка графена с дефектами может оставаться в устойчивом положении до температур близких к температуре плавления графена [5].

Работа проведена при поддержке госзадания ИПСМ РАН и гранта РФФ № 20-72-10112.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Geim A., Novoselov K. The rise of 301rapheme. Nature Materials. – 2007. – V.6. – P. 183–191.
2. Искандаров А.М., Умено И., Дмитриев С.В. Влияние температуры на прочность графена. Письма о материалах. – 2011. – Т.1, №3. – С. 143–146.
3. Banhart F., Kotakoski J., Krasheninnikov A.V. Structural defects in graphene. ACS Nano. – 2010. – V. 5. – P. 26-41.
4. Klyavlina A.I., Rysaeva L.Kh., Murzaev R.T. Dislocation dipole in graphene at finite temperature. J. Phys.: Conf. Ser. – 2020. – V. – 1435. – P. 012063.
5. Zakharchenko K. V., Los J. H., Katsnelson M. I., Fasolino A. Atomistic simulations of structural and thermodynamic properties of bilayer graphene. Physical Review B. – 2010. – V. – 81. – P. 235439.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДИФфуЗИИ НА ГРАНИЦЕ АЛЮМИНИЯ И МАГНИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Полякова П.В.^{1,2}, Мурзаев Р.Т.², Баимова Ю.А.²

¹Уфимский государственный нефтяной технический университет,
г. Уфа, Россия

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
г. Уфа, Россия

E-mail: polina.polyakowa@yandex.ru

Сплавы магния (Mg) в настоящее время являются актуальной темой исследований, поскольку подобные материалы обладают малым удельным весом и плотностью, что открывает широкие возможности применения в автомобильной и аэрокосмической промышленности. Однако магний обладает довольно низкими механическими характеристиками, что значительно ограничивает применение данного металла. Именно поэтому сейчас так актуальна тема поиска новых возможностей получения композитов на основе различных металлов, которые обладают улучшенными механическими свойствами. Одним из возможных способов получения металлических композитов является кручение под высоким давлением (КГД) с последующим отжигом [1-3]. Однако, несмотря на обширность исследований в данной области, еще не до конца изучен процесс формирования композитной структуры. Целью данной работы является изучение процесса взаимодиффузии на границе между алюминием и магнием под действием деформационной обработки. Исследование проводится методом молекулярной динамики (МД) с использованием бесплатного программного пакета LAMMPS и реалистичного межатомного потенциала, основанного на методе погруженного атома [4].

В качестве начальной структуры выбран кубический образец размером $10 \times 10 \times 10$ нм³, содержащий 54 170 атомов (рисунок 1). Слои Mg (верхний, ГПУ решетка) и Al (нижний, ГЦК решетка) имеют толщину 5 нм. Расчеты выполнены с использованием NVT-ансамбля, периодические граничные условия применяются во всех направлениях. В системе поддерживается постоянство температуры 300 К с помощью термостата Носе-Хувера. Визуализация данных моделирования проводится с использованием бесплатного программного пакета OVITO. В качестве режима обработки выбрано одноосное сжатие, перпендикулярное границе перемешивания атомов, в сочетании с деформацией сдвига [5-7].

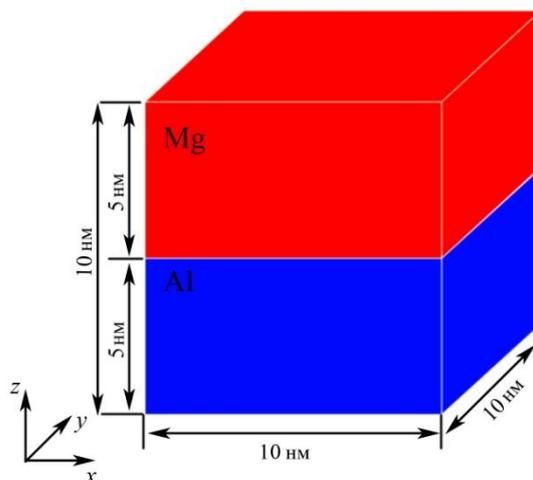


Рисунок 1 - Схема начальной структуры композита Mg-Al

Для исследования механических свойств полученной композитной структуры после сжатия до $\varepsilon_{zz} = 0,16$, комбинированного со сдвигом, проводится одноосное растяжение перпендикулярное границе перемешивания атомов. На рис. 2 представлена кривая напряжение-деформация вместе с видом структуры вблизи критических точек. Область упругой деформации идет примерно до $\varepsilon_{zz} = 0,02$, в области пластической деформации на кривой видно несколько падений напряжения, что связано с изменениями дефектной структуры. В магниевой части образца наблюдается разрыв при растягивающем напряжении в 11 ГПа и степени деформации $\varepsilon_{zz} = 0,22$.

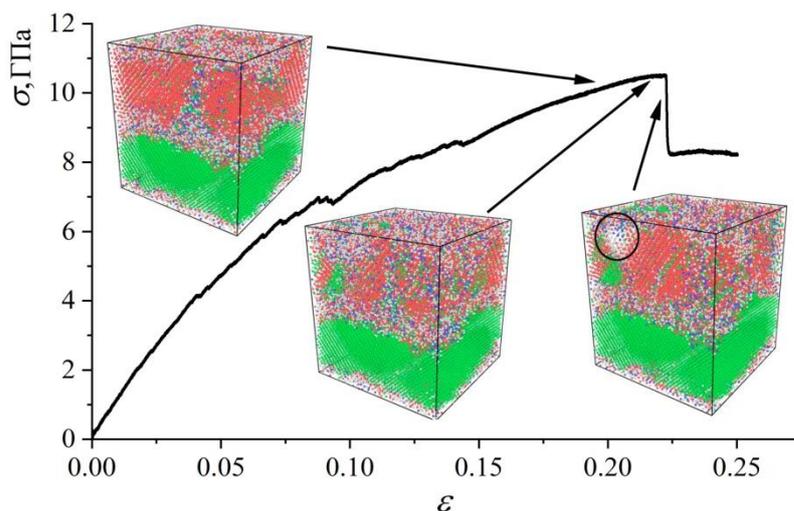


Рисунок 2 - Кривая напряжение-деформация для композита Mg-Al

Установлено, что одноосное сжатие, комбинированное с деформацией сдвига, является эффективным способом перемешивания разнородных атомов, поскольку деформация ускоряет диффузию. Ключевую роль играет в этом процессе сдвиговая деформация. Анализ структуры показал, что атомы Al легче диффундируют в Mg-часть композита, чем атомы Mg в Al-часть композита. Однако, необходимы дополнительные исследования, чтобы исключить влияние различных факторов на процесс формирования композитной структуры.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Danilenko V.N., Korznikova G.F., Zhilyaev A.P., Sergeev S.N., Khalikova G.R., Khisamov R.Kh., Nazarov K.S., Kiekkuzhina L.U., Mulyukov R.R. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018. V. 447 P. 012 - 021.
2. Korznikova G.F., Mulyukov R.R., Zhilyaev A.M., 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. Mulyukov R.R., Nazarov A.A., Imayev R.M. // Letters on Materials. 2018. V.8. P. 510-516.
4. Zope, R. R., Mishin, Y. Interatomic potentials for atomistic simulations of the Ti-Al system // Physical Review B, 2003, v. 68, pp. 247-253.
5. Polyakova, P.V., Baimova, J.A. // Physics: Conference Series, 2020, v. 1008, pp.012052.
6. Polyakova, P.V., Pukhacheva, J.A., Shcherbinin, S.A., Baimova, J.A., Mulyukov, R.R. // Appl. Sci, 2021, v.11, pp. 6801.
7. Polyakova, P.V., Shcherbinin, S.A., Baimova, J.A. // Lett. on Mat., 2021, v. 11(4s), pp. 561-565.

АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА РАЗНОЙ МОРФОЛОГИИ МЕТОДОМ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Баимова Ю.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
г. Уфа, Россия

E-mail: julia.a.baimova@gmail.com

Углеродные наноструктуры обладают исключительным сочетанием механических, электрических, тепловых свойств. Графен, хорошо известный двумерный материал, привнес свежую концепцию новых трехмерных (3D) структур со сложной морфологией. В последнее время большое внимание уделяется графеновым волокнам — новому типу углеродного волокна, состоящему из множества монослоев морщинистых и смятых листов графена [1-3]. Такие углеродные волокна обладают высокой прочностью на растяжение, имеют малый вес и могут быть легко функционализированы другими элементами. Понимание изменений свойств, определяемых особой структурной морфологией, имеет большое значение для управления свойствами различных материалов. В данной работе методом молекулярной (МД) динамики исследована зависимость прочности скомканного графена от его морфологии. Пример одной из морфологий показан на рис. 1а.

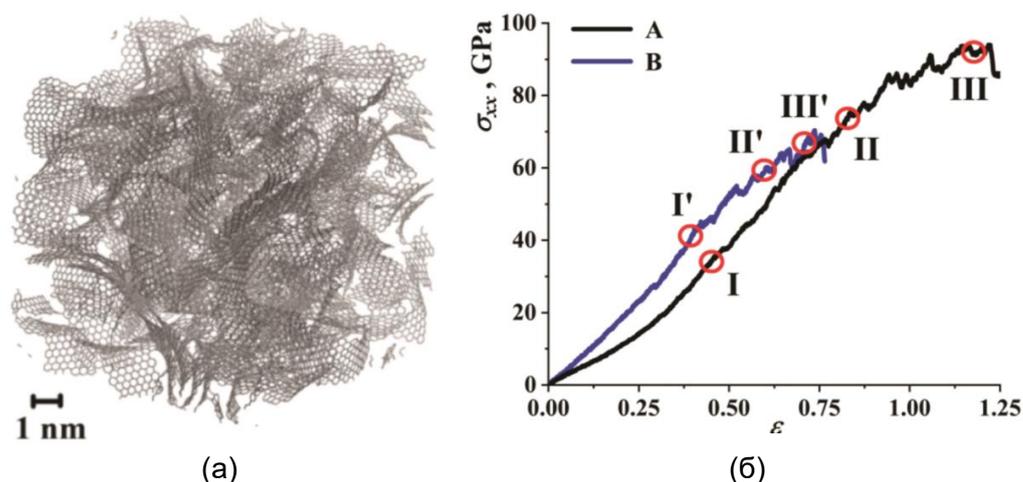


Рисунок 1 - (а) Пример начальной структуры скомканного графена.
(б) Кривая напряжение-деформация в процессе одноосного растяжения.

Показано, что модули Юнга поли- и монодисперсных структур в упругом режиме отличаются: 58.2 ГПа для монодисперсной и 85.5 ГПа для полидисперсной (величины усредненные для растяжения вдоль трех осей образца). Установлено, что при неупругой деформации монодисперсный смятый графен обладает более высокой прочностью на растяжение и может растягиваться до больших степеней удлинения. Для структур с любой дисперсией была получена высокая прочность на растяжение (см. рис. 1б); однако это может быть также связано с высокой скоростью деформации, применяемой в МД-моделировании.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Hu C., Song L., Zhang Z., Chen N., Feng Z., Qu L. // Energy Environ. Sci. 2015. V. 8. P. 31–54.
2. Xu Z., Gao C. // Mater. Today. 2015. V. 18. P. 480–492.
3. Polyakova P.V., Baimova J.A., Shcherbinin S.A. Fibers. 2021. V. 9. P. 85.

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СМЯТЫХ ЧЕШУЕК ГРАФЕНА И НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ

Сафина Л.Р., Баимова Ю.А., Мурзаев Р.Т.

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

На сегодняшний день активно ведутся исследования новых композиционных материалов на основе углеродных структур и наночастиц металлов. Метод молекулярной динамики (МД) может значительно улучшить понимание различных процессов на атомарном уровне, в том числе выявить разные параметры, влияющие на свойства исследуемых структур. В настоящей работе методом молекулярной динамики исследуется возможность получения прочных, но в то же время и пластичных композиционных материалов на основе скомканного графена и наночастиц металлов (Ni и Cu).

В работе исследуются две структуры скомканного графена, содержащие в порах наночастицы разных металлов. Для получения скомканного графена первым этапом из короткой УНТ(11,11) длиной 1,3 нм удаляется ряд атомов вдоль направления ее оси. После этого чешуйка графена, состоящая из 252 атомов углерода, заполняется наночастицами Ni или Cu. Диаметры наночастиц металлов составляют 6.2 и 7.0 Å соответственно. Чешуйка графена, заполненная наночастицами металла, произвольно поворачивается, и структурная единица повторяется четыре раза вдоль направлений x, y и z. В табл. 1 показано количество атомов в двух разных структурах: Ni-графен и Cu-графен.

Таблица 1 - Количество атомов в двух разных композитах Ni-графен и Cu-графен.

Название композита	Общее количество атомов	Количество атомов металлической компоненты
Ni-графен	17472	1344
Cu-графен	16000	1408

Численные эксперименты проводятся в свободно распространяемом пакете МД моделирования LAMMPS. Для описания межатомных взаимодействий применяются два потенциала – потенциал AIREBO, для взаимодействия углерод-углерод, и потенциал Морзе, для взаимодействия углерод-металл и металл-металл. Применяются параметры потенциала, предложенные в работах [2-4].

Далее данная рыхлая объемная структура подвергается выдержке при комнатной температуре 300 К (см. рис. 1, I этап). Данный этап необходим для того, чтобы привести структуры к более реалистичному виду и перераспределению составных элементов композита. Важно обратить внимание на то, что в процессе отжига наночастицы никеля активно взаимодействуют с графеном (см. рис. 1а, I этап). Единичные элементы структуры Ni-графен после отжига напоминают своего рода «капсулы». Для структуры с наночастицами меди наблюдается обратное явление, так как энергия взаимодействия наночастиц меди и графена слабая, следовательно, в процессе выдержки при комнатной температуре, структуры практически не взаимодействуют друг с другом. Следующая обработка (рис. 1, II этап) включает в себя предварительное гидростатическое сжатие, которое выполняется для устранения больших пор между структурными элементами композита и приведения двух разных структур к приблизительно одинаковым размерам $63 \times 63 \times 63 \text{ \AA}$. Далее прикладывается гидростатическое сжатие при температуре 1000 К до максимально возможных плотностей (рис. 1, III этап). Такая температура выбрана для активации ковалентных связей между чешуйками графена [1]. Для оценки прочности, полученные композитные материалы подвергаются одноосному растяжению.

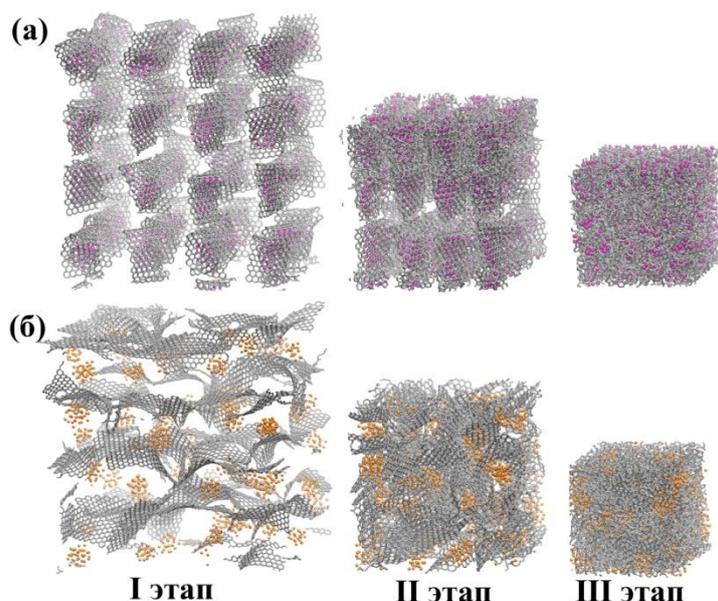


Рисунок 1 - Структуры с наночастицами Ni (а) и Cu (б) при разных этапах обработки.
Атомы углерода показаны серым цветом, атомы никеля – пурпурным и
атомы меди – оранжевым

На рис. 2 показаны кривые напряжение-деформация после одноосного растяжения для композитов Ni-графен и Cu-графен. Из рисунка видно, что обе структуры выдерживают большие степени деформации и достигают большого предела прочности. Максимальное растягивающее напряжение 210 ГПа наблюдается для композита Cu-графен, тогда как в композите Ni-графен это значение на 75 ГПа меньше. Это можно объяснить тем, что температура плавления наночастиц меди ниже и составляет примерно 723 К [5], в то время как температура плавления наночастиц никеля почти в два раза выше и равна 1360 К [6]. За счёт того, что наночастицы при 1000 К начинают плавиться и принимают любую форму чешуек, упрощается появление новых ковалентных связей. На вставке к рис. 2 можно видеть, что в линейном режиме наблюдается небольшое различие между кривыми. Так, для Ni-графен модуль Юнга составляет 235 ГПа, а для Cu-графен это значение равна 284 ГПа. В работе [7] показано, что чистый скомканный графен, подвергнутый гидростатическому сжатию при 300 К, выдерживает деформацию около 125 %. В то время, как композиты с разными наночастицами металлов, подвергнутые дополнительной обработке, выдерживают более высокие значения деформации, в несколько раз выше.

В работе выявлено, что высокотемпературная обработка композитов приводит к формированию прочных и в то же время пластичных композиционных материалов. Это можно объяснить тем, что в процессе растяжения чешуйки графена начинают деформироваться, образуя углеродные цепочки. Следовательно, чем больше в структуре ковалентных связей, тем более высокие значения напряжения способен выдержать композит.

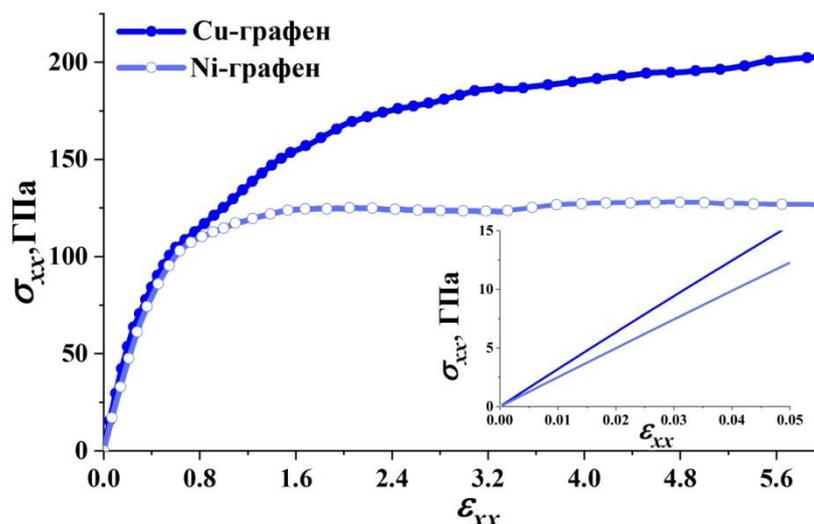


Рисунок 2 - Кривые напряжение-деформация для композитов Ni-графен и Cu-графен после одноосного растяжения

Показано, что лучшими прочностными свойствами обладает композит Cu-графен, так как температура плавления наночастиц меди меньше ($T_{пл} = 723 \text{ K}$), чем у наночастиц никеля ($T_{пл} = 1360 \text{ K}$). Таким образом, в структуре Cu-графен в процессе гидростатического сжатия при 1000 K образование новых химических связей между отдельными чешуйками графена, отвечающими за прочностные свойства, будет происходить легче. В дальнейшем планируется испытать полученные структуры на прочность по другой методике с приложением динамического растяжения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (грант № 20-72-10112).

ЛИТЕРАТУРА

1. Safina L.R., Baimova J.A., Krylova K.A., Murzaev R.T., Shcherbinin S.S., Mulyukov R.R. Ni-Graphene composite obtained by pressure-temperature treatment: atomistic simulations. // Phys. Status Solidi RRL. 2021. P. 2100429.
2. Girifalco L. A., Weizer V. G. Application of the Morse potential function to cubic metals. // Physical Review. 1959. V. 114. P. 687-690.
3. Katin K.P., Prudkovskiy V.S., Maslov M.M. Molecular dynamics simulation of nickel-coated graphene bending. // Micro Nano Lett. 2018. V. 13. P. 160-164.
4. Ikawa N., Shimada S. and Tanaka H. Minimum thickness of cut in micromachining. // Nanotechnology. 1992. V. 3. P. 6-9.
5. L. Somlyai-Sipos, D. Janovszky, A. Sycheva, P. Baumli, Investigation of the melting point depression of copper nanoparticles. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 2020. V. 903. P. 012002.
6. L.R. Safina, J.A. Baimova, R.R. Mulyukov. Nickel nanoparticles inside carbon nanostructures: atomistic simulation. // Mechanics of Advanced Materials and Modern Processes. 2019. P. 1-11.
7. Baimova J.A., Polyakova P., Shcherbinin S. Effect of the Structure Morphology on the Mechanical Properties of Crumpled Graphene. Fiber. // Fibers 2021. V. 9. P. 85.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАВОДОРАЖИВАНИЯ ГРАФЕНОВОЙ ЧЕШУЙКИ ПРИ ГИДРОСТАТИЧЕСКОМ ДАВЛЕНИИ

Апкадилова Н. Г.¹, Крылова К. А.², Галиахметова Л.Х.²

¹*Уфимский государственный нефтяной технический университет,
Россия, г. Уфа*

²*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
Россия, г. Уфа*

apkadirovanerkes@gmail.com

Введение

На сегодняшний день проведено большое количество теоретических и экспериментальных исследований по изучению поведения скомканных листов графена [1-3]. Было показано, что скомканные структуры обладают свойствами, благодаря которым они устойчивы к сжатию и растяжению [2,3]. Важными преимуществами углеродных конструкций являются большая удельная площадь поверхности и высокая скорость адсорбции газов, что позволяет прогнозировать их использование в водородной энергетике в качестве среды для хранения и транспортировки водорода. Также на накопление водорода оказывает влияние изменение структурных параметров, например, увеличение площади удельной поверхности за счет изменения диаметра структурных элементов скомканного графена приводит к росту количества адсорбированного водорода [4]. Максимальная сорбция водорода углеродными структурами наблюдается при низкой температуре (77 К) и высоком давлении (до 140 атм.) [5]. Однако до сих пор недостаточно изучен процесс наводороживания графеновой чешуйки (ГЧ), которая является единичным структурным элементом скомканного графена.

В связи с этим целью данной работы было исследовать методом молекулярной динамики процесс наводороживания ГЧ, помещенной в водородную атмосферу, при воздействии разного гидростатического давления.

Детали моделирования

На рис. 1 (а) представлена ячейка моделирования, в центре которой расположена ГЧ, состоящая из 252 атомов углерода (атомы С показаны черным цветом). Чешуйка графена получена путем вырезания атомного ряда из углеродной нанотрубки диаметром $D = 9,5$ нм и длиной $l = 1,3$ нм. Полученная структура ГЧ помещена в атмосферу водорода (атомы водорода на рис. 1 показаны синим цветом). Расстояние между атомами Н равно $l_1 = 8 \text{ \AA}$, а минимальное расстояние между чешуйкой графена и Н - $l_2 = 3 \text{ \AA}$. Количество атомов водорода в расчетной ячейке составило 900 атомов. Объем ячейки моделирования равен $400 \times 400 \times 400 \text{ \AA}^3$ вдоль осей x , y и z соответственно.

В процессе моделирования во всех трех направлениях задавались периодические граничные условия.

Молекулярно-динамическое моделирование проводилось с использованием общедоступного и широко используемого программного пакета LAMMPS. Для описания межатомного взаимодействия использовался многочастичный потенциал Airebo [6], который ранее эффективно применялся при изучении деформационных процессов в трехмерных углеродных структурах, а также при изучении процесса разводороживания углеродных структур [5].

Полученную структуру выдерживали при температурах 77 и 300 К и различных давлениях ($p = 1, 100$ и 140 атм.). Время температурного воздействия равно 600 пс.

Анализ количества абсорбированного водорода проводился с использованием собственных программных пакетов.

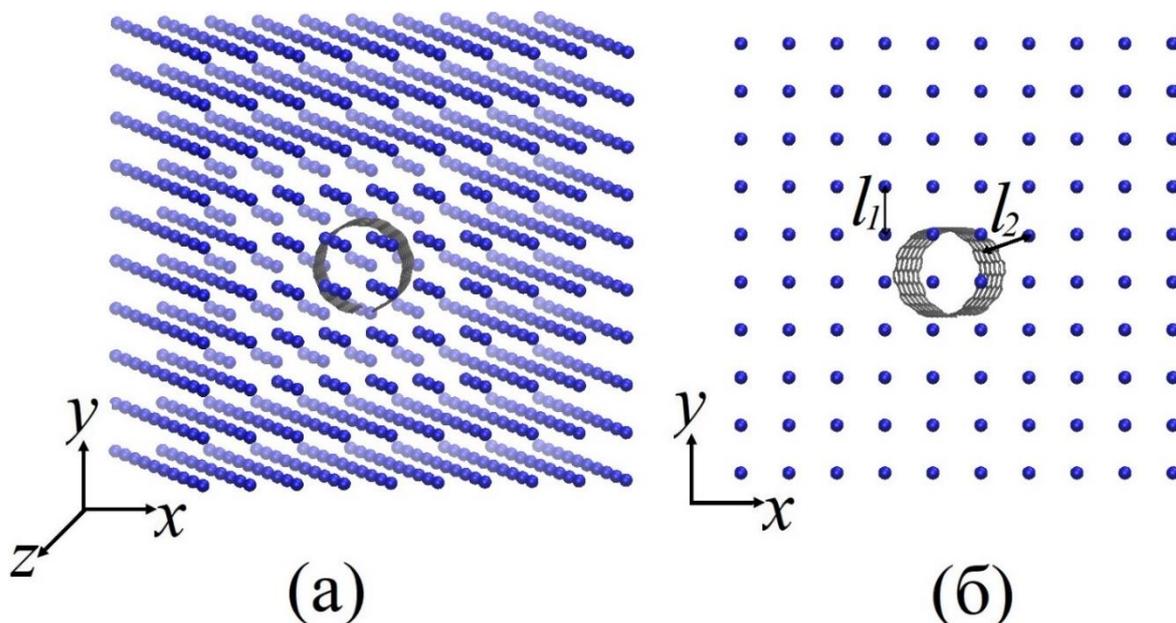


Рисунок 1 - Расчетная ячейка моделирования: (а) в перспективе; (б) в проекции на плоскость xy ; l_1 – расстояние между атомами водорода; l_2 – расстояние между чешуйкой графена и H; Синим цветом показаны атомы водорода, черным – ГЧ

Результаты исследований

В процессе моделирования установлено, что сорбционная емкость ГЧ зависит от давления, прикладываемого при наводороживании. В работе найдены наиболее оптимальные параметры гидростатического давления, при котором наблюдается наилучшая степень поглощения водорода графеном. Показано, что лучшая сорбция молекул водорода достигалась на поверхности чешуйки скомканного графена при 77 К и давлении 140 атм (рис. 2 (а)). Возрастание температуры до 300 К (рис. 2 (б)) приводит к большим тепловым флуктуациям атомов, которые мешают образованию Ван-дер-Ваальсовых сил взаимодействия между углеродной структурой и H_2 , что приводит к снижению сорбционной емкости ГЧ.

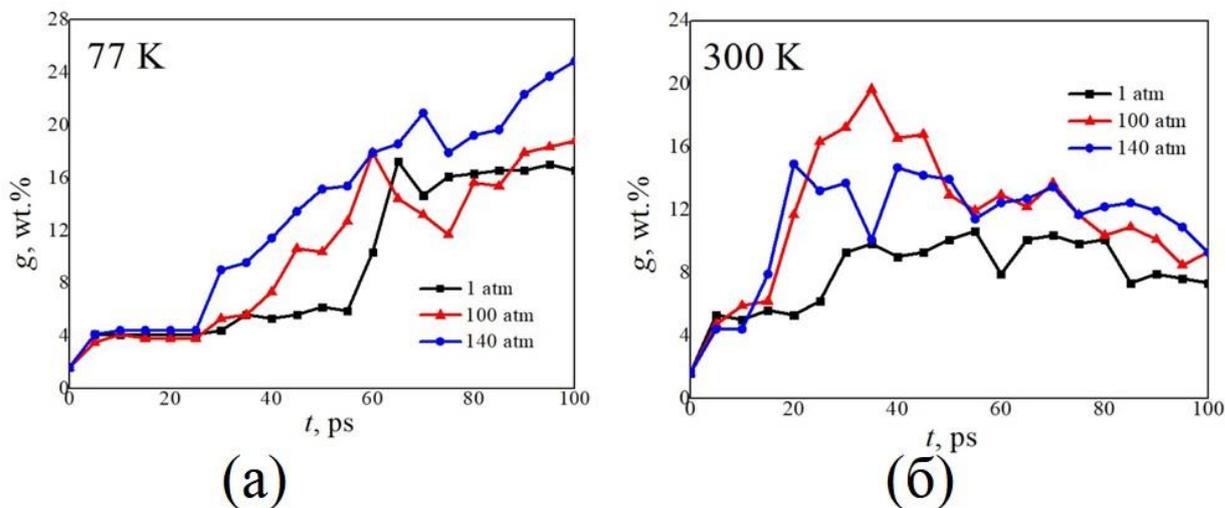


Рисунок 2 - Сорбционная емкость ГЧ при разных давлениях ($p = 1, 100$ и 140 атм.): (а) при $T = 77$ К; (б) при $T = 300$ К

В процессе наводороживания атомарный водород образовывал прочные ковалентные связи с краевыми атомами углерода. Таким образом в процессе наводороживания ГЧ ее сорбционная емкость увеличивалась за счет физической и химической сорбция водорода углеродной структурой.

Работа Апкадировой Н.Г. и Галиахметовой Л.Х. выполнена в рамках государственного задания молодежной лаборатории ИПСМ РАН, работа Крыловой К.А. выполнена в рамках гранта РФФ №. 20-72-10112.

ЛИТЕРАТУРА

1. Meyer, J.C.; Geim, A.K.; Katsnelson, M.I.; Novoselov, K.S.; Booth, T.J.; Roth, S. The structure of suspended graphene sheets. *Nature* 2007, 446, 60–63. doi:10.1038/nature05545.
2. Tallinen, T.; Åström, J.A.; Timonen, J. The effect of plasticity in crumpling of thin sheets. *Nature Materials* 2008, 8, 25–29. doi:10.1038/nmat2343.
3. Matan, K.; Williams, R.B.; Witten, T.A.; Nagel, S.R. Crumpling a Thin Sheet. *Physical Review Letters* 2002, 88. doi:10.1103/physrevlett.88.076101.
4. Wu, C.D.; Fang, T.H.; Lo, J.Y. Effects of pressure, temperature, and geometric structure of pillared graphene on hydrogen storage capacity. *International Journal of Hydrogen Energy* 2012, 37, 14211–14216. doi: 10.1016/j.ijhydene.2012.07.040.
5. 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. 583. P. 412020 // <https://doi.org/10.1016/j.physb.2020.412020>.
6. Stuart S. J., Tutein A. B., Harrison J. A. // *J. Chem. Phys.* 2000. Vol. 112, № 14. P. 6472 // <https://doi.org/10.1063/1.4905549>.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВОВ TiNi ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Чуракова А. А.¹, Каюмова Э. М.^{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
churakova_a_a@mail.ru

Мартенситные превращения, в том числе в сплавах системы TiNi, протекают с изменением объема участвующих фаз [1–2]. Хотя эти изменения минимальны, они, как и другие особенности превращений, приводят к повышенным напряжениям в межфазной области - на границах трансформирующихся фаз, что приводит к образованию необратимых кристаллографических дефектов (например, дислокаций в аустенитная фаза) [2]. Характеристики структурной и функциональной усталости, т.е. сохранение целостности материала при циклических нагрузках и стабильность их функциональных свойств, определяют возможность использования изделий с большим числом циклов трансформации [2-11]. Результаты исследований коррозионных характеристик никелида титана противоречивы. В работе [12] описаны электрохимическое поведение и коррозионная стойкость никелида титана. В данной работе исследованы состав, толщина, структура и электрические свойства анодных пленок в зависимости от времени их формирования в активной среде. Полученные зависимости позволили описать процесс анодного растворения никелида титана в рамках модели селективного растворения одного из компонентов сплава с одновременным окислением второго компонента. Таким образом, отсутствуют исследования влияния деформационно-термического воздействия на коррозионные и электрохимические свойства никелида титана с различной микроструктурой в мартенситном и аустенитном состояниях. Рекомендации по повышению коррозионной стойкости никелида титана отсутствуют. Таким образом, практически отсутствуют исследования влияния деформации на коррозионные и электрохимические свойства сплавов TiNi с УМЗ-структурой в мартенситном и аустенитном состояниях. Данная статья посвящена исследованию структуры сплавов TiNi в различных структурных состояниях после электрохимических коррозионных испытаний.

Материалами исследования служили образцы двухкомпонентных сплавов системы TiNi с большим содержанием Ni относительно стехиометрии: сплав Ti_{49,1}Ni_{50,9} и сплав Ti_{49,0}Ni_{51,0}, имеющие структуру аустенита B2 с ОЦК-решеткой типа CsCl при комнатной температуре. Для образования твердого раствора на основе TiNi и исключения предыстории получения материала сплавы закаливали из области гомогенности (от 800 °С) в воду. Средний размер зерна закаленных сплавов составлял 200 мкм. После закалки образцы были деформированы путем равноканального углового прессованием по режиму Вс (6 проходов) при T = 450°С. В качестве коррозионных сред использовались следующие растворы: 3 % NaCl, 1 М HCl, 3 М HCl, 5 М HCl, 1 М H₂SO₄, 3 М H₂SO₄, 5 М H₂SO₄, водный раствор NaCl и H₂SO₄. Исследование микроструктуры проводилось на оптическом металлографическом микроскопе OLYMPUS GX51, структурные исследования образцов после коррозионных испытаний проводились с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) JEOL JSM-6490LV. Съёмка проводилась при ускоряющем напряжении 20кВ с использованием SE детектора, инвертированного микроскопа AXIO OBSERVER Z1M в режиме темного поля. Перед испытаниями заранее приготовленные образцы взвешивали на аналитических весах, образцы помещали в эксикатор, где испытываемый

образец контактировал с агрессивной средой при температуре (25 °С). Образцы помещали в раствор на определенное время до появления заметных следов коррозии. Параметры электрохимической коррозии определяли с использованием универсального потенциостата-гальваностата Р-2Х «Элинс» в режиме линейной развертки потенциала от -500 до 600 мВ со скоростью 100 мВ/с в рабочих растворах: 1М HCl, 3М HCl, 1М H₂SO₄, 3М H₂SO₄ в электрохимической ячейке с разделением рабочего электрода и электрода сравнения электролитическим ключом. В качестве электрода сравнения использовали стандартный хлорсеребряный электрод ЭСр10101, вспомогательного – стальной прутки. Исследование качественного элементного состава продуктов коррозии на поверхности образцов были получены с рентгеновского фотоэлектронного спектрометра JPS-9010MX (Jeol Ltd., Japan), оснащенного монохроматическим источником рентгеновского излучения Mg Kα (hν = 1253,6 эВ) с ускоряющим напряжением до 10 кВ и током до 10 мА.

Проведенные исследования показали, что в активирующих электролитах растворение никелида титана с ультрамелкозернистой структурой облегчено по сравнению с крупнозернистым состоянием. Высокая активность никелида титана с УМЗ структурой объясняется тем, что сплав с УМЗ структурой имеет малый размер зерна и большую протяженность границ, а также высокую плотность дислокаций по границам, что приводит к ускорению процесса растворения при взаимодействии с активирующими электролитами. Увеличение концентрации раствора приводит к значительному ускорению коррозионных процессов в сплаве Ti_{49,1}Ni_{50,9} с высоким содержанием Ni, в том числе до полного растворения образцов (5 М H₂SO₄ после 3-х суток выдержки; 5 М HCl составляет значительную долю коррозионных повреждений через 30 дней). Выявлено, что растворы 1 М серной и соляной кислот после месячного воздействия не меняют цвет и не обнаруживают осадков, а растворы 5 М соляной и серной кислот приобретают фиолетовый, а затем зеленый цвет, что связано с преобладанием высвобождение ионов титана (+4) и никеля (+2). Процесс растворения сплава Ti_{49,1}Ni_{50,9} в кислых растворах при высоких концентрациях протекает по механизму питтинга, что подтверждается фотографиями представленных микроструктур. Исследования показали, что в крупнозернистом состоянии в сплаве Ti_{49,0}Ni_{51,0} коррозионное растворение происходит гораздо интенсивнее, чем в ультрамелкозернистом состоянии. Согласно полученным результатам, скорость коррозии в крупнозернистом состоянии более чем в 120 раз превышает скорость коррозии образцов в ультрамелкозернистом состоянии. Анализ рентгенофазового анализа показал, что в крупнозернистом состоянии после коррозионных испытаний наблюдается значительная доля фазы TiNiH_{1,4}, в то время как в ультрамелкозернистом состоянии все фазы соответствуют только фазам TiNi. На поверхности образца отчетливо видны следы точечной коррозии, в то время как в ультрамелкозернистом состоянии наблюдаются лишь незначительные следы продуктов коррозии. Коррозионный процесс в сплаве Ti_{49,1}Ni_{50,9} в случае электрохимической коррозии протекал на всех образцах и во всех растворах в виде появления питтингов, а также с продуктами коррозии при испытании в растворах H₂SO₄ с разной концентрацией. При испытаниях в растворе 1М HCl заметно увеличение размера питтингов с 1,9 мкм в закаленном состоянии до 2,2 мкм в деформированном состоянии. С повышением концентрации раствора размеры питтингов растут: в закаленном состоянии – 2,3 мкм, а в деформированном – 3,5 мкм. При испытаниях в H₂SO₄ максимального размера питтинги достигают в деформированном состоянии (8,6 мкм) при концентрации 3М. На всех образцах после испытаний в растворах H₂SO₄ (1М и 3М) наблюдаются продукты коррозии в виде соединений серы округлой формы, кроме деформированного образца с концентрацией 3М H₂SO₄. На данном образце продукты коррозии имеют прямоугольную форму и в длину достигают 3,7 мкм. Результаты рентгеновского фотоэлектронного спектрометра показали, что при испытаниях в растворах HCl с разной концентрацией продуктов коррозии не обнаружено. На поверхности наблюдаются спектры кислорода в соединении C=O, титан в соединении TiO₂ и никель. При испытаниях в растворах H₂SO₄ везде наблюдаются пики серы.

Работа выполнена при поддержке Совета по грантам Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-6202.2021.1.2). Авторы выражают благодарность за поддержку в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России для ФГБОУ ВО «УГАТУ» (договор № 075-03-2021-014/4) в молодежной научной лаборатории «Металлы и сплавы, подвергающиеся экстремальным воздействиям».

ЛИТЕРАТУРА

1. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана, структура и свойства. 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), Universite du Quebec, Canada, 2003. 851 p.
3. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications, 2014 by John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 456 pages.
4. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства, М.: Академкнига, 2007, 398 с.
5. V.G. Pushin, V.V. Stolyarov, D.V. Gunderov, R.Z. Valiev, T.C. Lowe, Y.T. Zhu Nanostructured TiNi-based shape memory alloys processed by severe plastic deformation // Mater. Sci and Eng. A, 2005.
6. D. Gunderov, A. Lukyanov, E. Prokofiev and V. Pushin Mechanical properties of the nanocrystalline $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ alloy, produced by high pressure torsion Eur. Phys. J., 158, 53-58 (2008).
7. В.В. Столяров, Е.А. Прокофьев, С.Д. Прокошкин, С.В. Добаткин, И.Б. Трубицына, И.Ю. Хмелевская, В.Г. Пушин, Р.З. Валиев Структурные особенности, механические свойства и эффект памяти формы в сплавах TiNi, полученных равноканальным угловым прессованием, Физика металлов и металловедение, 2005. Т. 100. №6. С. 91.
8. Churakova A.A., Gunderov D.V. Transformation of the TiNi Alloy microstructure and the Mechanical Properties Caused by Repeated B2-B19' Martensitic Transformations // Acta Metallurgica Sinica (English Letters): V. 28, Issue 10, 2015, P. 1230-1237
9. Y.X. Tong, B. Guo, F. Chen, B. Tian, L. Li, Y.F. Zheng, Egor A. Prokofiev, Dmitry V. Gunderov Ruslan Z. Valiev Thermal cycling stability of ultrafine-grained TiNi shape memory alloys processed by equal channel angular pressing Scripta Materialia 67 (2012) pp. 1–4.
10. Yintao Song, Xian Chen, Vivekanand Dabade, Thomas W. Shield & Richard D. James Enhanced reversibility and unusual microstructure of a phase-transforming material Nature 2013, V.502, P. 85.
11. Christoph Chluba, Wenwei Ge, Rodrigo Lima de Miranda, Julian Strobel, Lorenz Kienle, Eckhard Quandt, Manfred Wuttig Ultralow-fatigue shape memory alloy films Science, 2015 V.348, Is. 6238.
12. Tan, L. Corrosion and wear – corrosion behavior of NiTi modified by plasma source ion implantation/ R. A. Dodd, W.C. Crone// Biomaterials. 2003. 24. p. 3931-3939.

ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ НИТИНОВОЙ ПРОВОЛОКИ

Савченко А.Л.¹, Минченя В.Т.¹, Роговцова А.С.¹, Сатторов С.¹, Августинович А.Л.²

¹*Белорусский национальный технический университет,
Минск, Беларусь*

alsavchenko@bntu.by

²*Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»,
Минск, Беларусь*

При изготовлении изделий медицинского назначения в условиях Научно-технологического парка БНТУ «Политехник» используется лазерная сварка, выполняемая после термообработки изделий на сварочном автомате Rofin Select производства ROFIN-BAASEL Lasertech GmbH & Co, Германия. Например, с помощью лазерной сварки осуществляют соединение концов проволоки в стент-элементах из нитиноловой проволоки (рис. 1). Сварка выполняется внахлест.

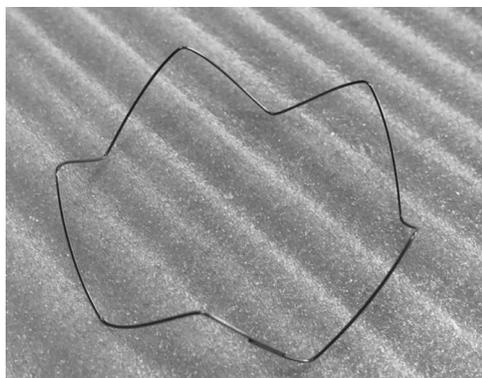


Рисунок 1 - Внешний вид стент-элемента

Сварные соединения отличаются высокой технологичностью и производительностью. Однако при испытаниях и эксплуатации сварных соединений возникают две основные проблемы: разрушение проволоки при статическом или циклическом нагружении в непосредственной близости от сварного шва и изменение характера фазовых переходов в нитиноле в сварном шве и непосредственно возле него вследствие нагрева при сварке, хотя по данным [1] сверхупругость и эффект памяти формы обычно сохраняются в материале после сварки. На рисунке 2 показан стент-элемент, подвергавшийся циклическому нагружению. Усталостное разрушение произошло непосредственно возле сварного шва.

Для оценки влияния режимов сварки на характеристики шва использовалась нитиноловая проволока диаметром 0,43 мм без термообработки, используемая для изготовления каркасов стент-графтов. Были изготовлены образцы, сваренные внахлест точечной лазерной сваркой с различным количеством точек сварки и, следовательно, с разной степенью нагрева в процессе соединения. Образцы имели вид двух сваренных прямолинейных фрагментов проволоки. На рис. 3 показаны примеры сварных швов.

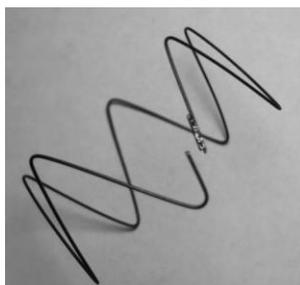


Рисунок 2 - Разрушение сварного стент-элемента

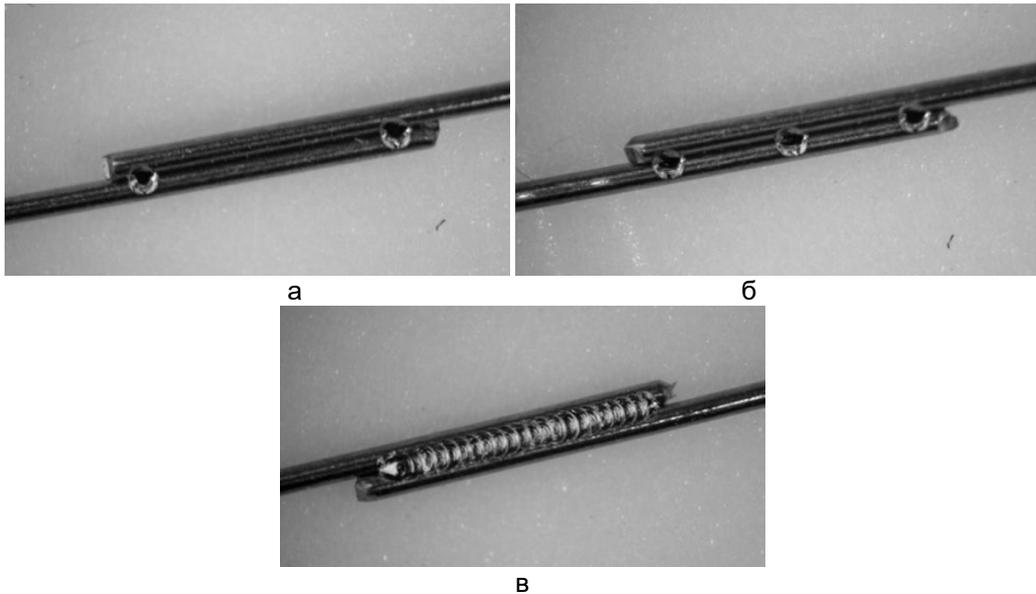


Рисунок 3 - Сварные швы: а – две точки; б – три точки; в – сплошной шов

Полученные образцы подвергались статическому нагружению на разрывной машине MTS Systems до разрушения и на специальном приспособлении для циклического нагружения.

В ходе эксперимента выяснилось следующее. Разрушение образцов как при статическом, так и при циклическом нагружении происходит в непосредственной близости от сварного шва, сам шов не разрушается даже при минимальном количестве точек сварки (рис. 4). При этом прочность сваренного образца на разрыв ниже, чем у сплошного материала примерно на 30% при использовании сплошного шва и снижается при уменьшении числа точек сварки.

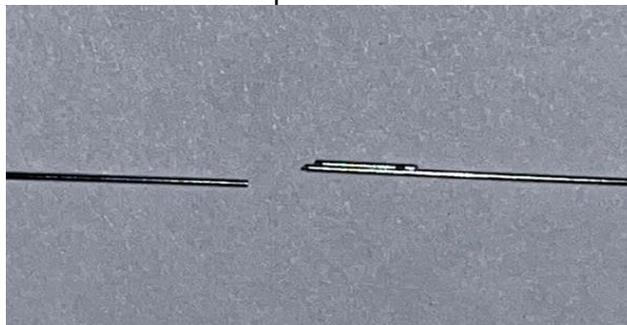


Рисунок 4 – Образец после испытания статическим нагружением

Непосредственно шов имеет прочность основного материала. На рис. 5 видно, что в поперечном разрезе два фрагмента проволоки фактически представляют собой одно целое, то есть выделить зону шва визуально невозможно. Это объясняется тем, что при сварке не используется дополнительный материал, а соединение получается за счет расплавления основного материала.

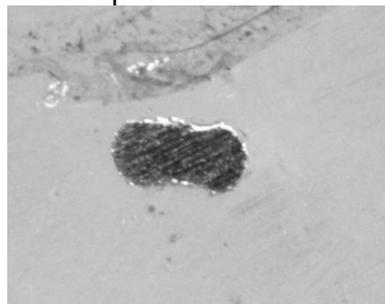


Рисунок 5 - Поперечный разрез сварного шва.

На рис. 6 показаны графики нагружения образцов до разрушения, полученные на разрывной машине.

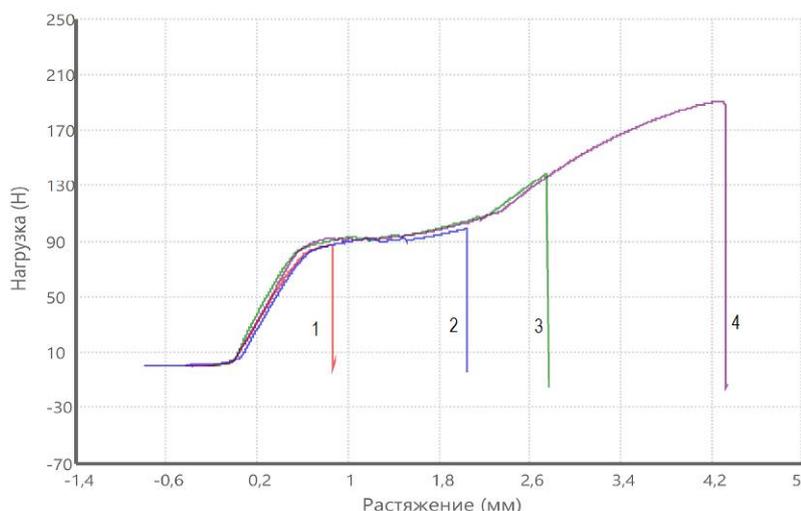


Рисунок 6 - Графики нагружения образцов: 1 – две точки сварки; 2 – три точки; 3 – сплошной шов; 4 – сплошная проволока

Видно, что прочность увеличивается по мере увеличения точек сварки, но не достигает прочности сплошной проволоки. Это можно объяснить концентрацией напряжений в зоне, непосредственно примыкающей к шву, так как сечение конструкции в месте шва значительно больше по площади и, соответственно, имеет более высокую прочность.

Можно сделать вывод, что для повышения качества изделий требуется совершенствование процессов соединения проволоки. Так, в настоящее время проходят апробацию комбинированные соединения сваркой с дополнительными конструктивными элементами.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ming H. Wu / Fabrication of Nitinol Materials and Components In: Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies, Kunming, China, P.285-292 (2001).

**МИКРОСТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ КОМПОЗИТИТА НА ОСНОВЕ
КАРБИДА КРЕМНИЯ, ОБЛУЧЕННОГО ИОНАМИ КРИПТОНА**

Углов В.В.^{1,*}, Холод В.М.^{1,*}, Козловский А.Л.², Гринчук П.С.³, Кияшко М.В.³,
Злоцкий С.В.¹, Иванов И.А.^{2,4}, Здоровец М.В.^{2,4}

¹Белорусский государственный университет,
Минск, Беларусь

²Институт ядерной физики,
Нур-Султан, Казахстан

³Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова Национальной академии наук
Беларуси, Минск, Беларусь

⁴Евразийский национальный университет им. Л.Н. Гумилева,
Нур-Султан, Казахстан

*e-mail: uglov@bsu.by, valentinakholad@mail.ru

Благодаря своей широкой запрещенной зоны, высокой теплопроводности, хорошей стабильности, высокой прочности и радиационной стойкости карбид кремния является перспективным материалом для использования в качестве конструктивных элементов в термоядерных реакторах, реакторах деления и газоохлаждаемых реакторах деления, а также в захоронениях радиоактивных ядерных отходов [1]. Следовательно исследование структурно-фазового состояния и характера эволюции дефектов в карбиде кремния после облучения актуальной задачей.

Керамические образцы SiC были получены в ИТМО НАН РБ путём связывания двух фракций порошков SiC M5 и M50 (размер зёрен 5 мкм и 50 мкм соответственно) с помощью термопластичного связующего на основе парафина Р-2 и последующим силицированием при температуре 1800°C и давлении 0,13 Па. В результате конечная Si/SiC керамика содержит порядка 78 % карбида кремния и менее 2 % единичных остаточных пор с характерным размером до нескольких мкм [2].

Облучение образцов ионами Kr⁺ с энергией 280 кэВ проводилось на линейном ускорителе тяжёлых ионов ДЦ-60 (Институт ядерной физики, Нур-Султан, Казахстан). Облучения ионами криптона проводились при флюенсах 1×10^{13} , 1×10^{14} , 5×10^{15} см⁻².

Исследование структурно-фазового состояния исходных и облучённых образцов карбида кремния проводилось методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре Ultima IV (Rigaku) с использованием геометрии параллельного пучка в медном (Cu_{Kα}) излучении с длиной волны 0,154179 нм, а также методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

Как видно из рисунка 1 исходные образцы представляют собой композит: SiC-6H – гексагональная (P63mc), Si – кубическая (Fd-3m), SiC-15R – тригональная (R3m) сингонии. Основной фазой является SiC-6H (~80 %), содержание фазы SiC-15R – около 20 %, Si – менее 5 %. Съёмка проводилась в геометрии θ-2θ.

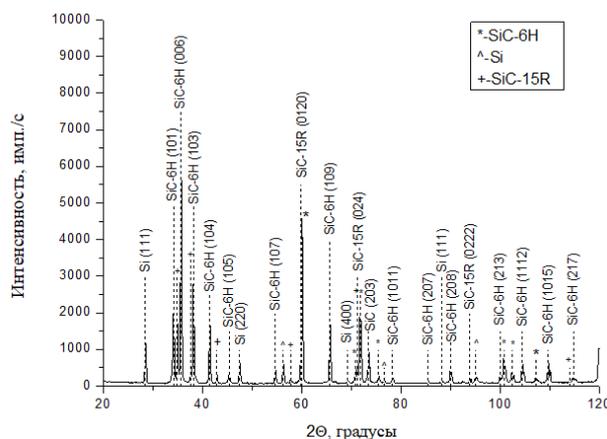
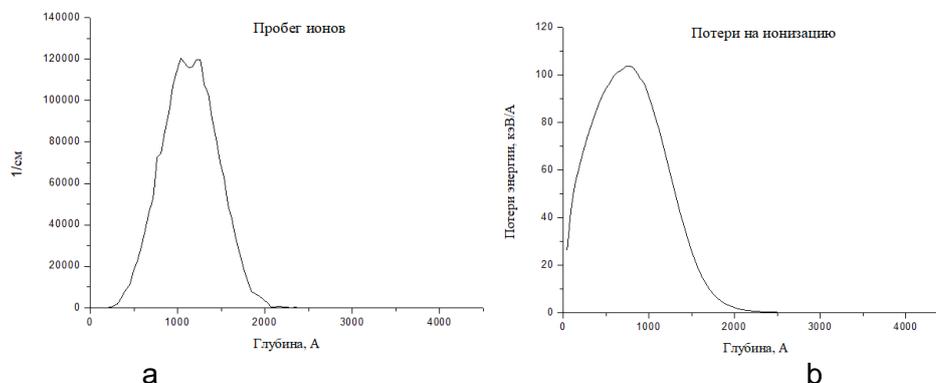


Рисунок 1 - Рентгенограмма исходного образца

С помощью программы SRIM 2013 проведен расчет концентрации и проективного пробега ионов криптона. На рисунке 2 показаны результаты моделирования имплантированных ионов криптона в образцах SiC. Максимумом повреждений наблюдается на глубине 165-175 нм. Наибольшее значение смещений составляет: 0.03 сна для дозы 1×10^{13} , 0.3 сна для дозы 1×10^{14} и 15 сна для дозы $5 \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$. Концентрация имплантированных ионов $\text{K}g^+$ не превышает 1%.



а – пробег ионов, б – ионизационные потери.
Рисунок 2 - Результаты моделирования облучения образцов SiC в SRIM

На рентгенограмме облученных образцов (рис. 3) дифракционные пики, принадлежащие фазе 15R-SiC, начиная с дозы $1 \times 10^{13} \text{ см}^{-2}$ отсутствуют, что по всей видимости обусловлено аморфизацией этой фазы. Данный эффект подтверждается и другими методами. Последующая съемка проводилась под углом 0,3 градуса с глубиной проникновения порядка 1 мкм. Выбор режима связан с малой глубиной залегания имплантированной примеси (рис. 2а) и радиационными повреждениями (рис. 2б).

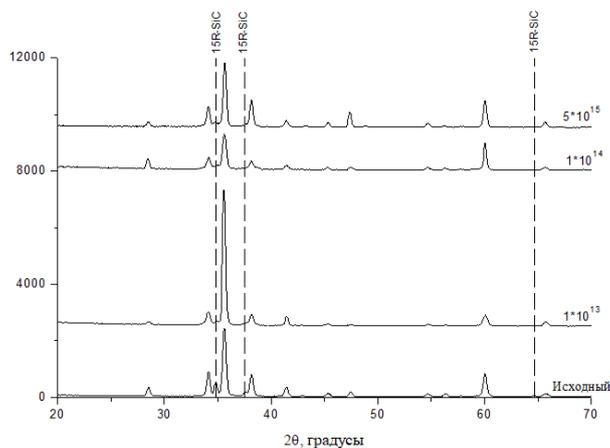


Рисунок 3 - Рентгенограммы образцов, облученных ионами $\text{K}g^+$ (280 кэВ) при флюенсах $1 \cdot 10^{13}$, $1 \cdot 10^{14}$, $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$

На рис. 4 представлены зависимости относительного изменения параметра решетки ($\Delta a/a_0$) и ($\Delta c/c_0$) от дозы облучения ионами криптона. Облучение ионами $\text{K}g^+$ приводит к росту деформации решётки, что обусловлено формированием радиационных дефектов и их кластеров [3]. При увеличении дозы относительное изменение параметра a решетки уменьшается, параметра c увеличивается. Такое изменение кристаллической решетки происходит в следствии радиационного роста. Этот радиационный эффект характерен для облученных металлов с ГПУ решеткой, особенно циркония. [4]

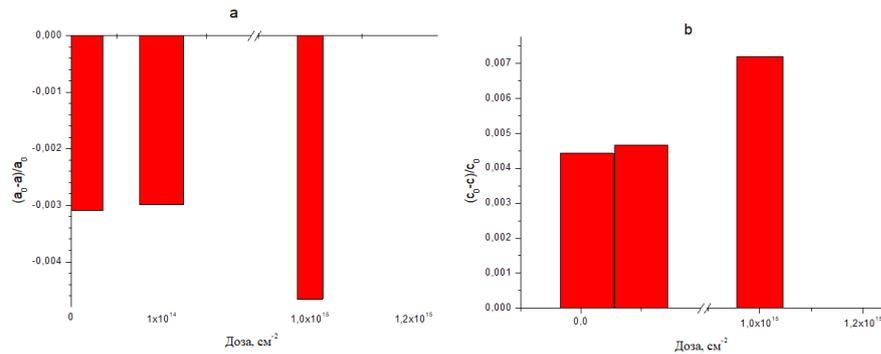


Рисунок 4 - Зависимость деформаций параметра a (а) и c (б) 6H-SiC от дозы облучения образцов SiC, облучённых ионами Kr^+

На рисунке 5 представлены СЭМ изображения исходного и облученных образцов. Глубина проникновения электронов порядка 0,5 мкм. На исходном образце элементный контраст позволяет выявить зерна карбида кремния, а между ними кремний (что связано с технологией приготовления образцов). При дозе $1 \times 10^{13} \text{ см}^{-2}$ наблюдается зеренная структура, но при дальнейшем увеличении дозы происходит аморфизация приповерхностного слоя. Исходя из полученных данных и анализа глубин зондирования, можно предположить, что толщина аморфного слоя составляет примерно 0,5 мкм.

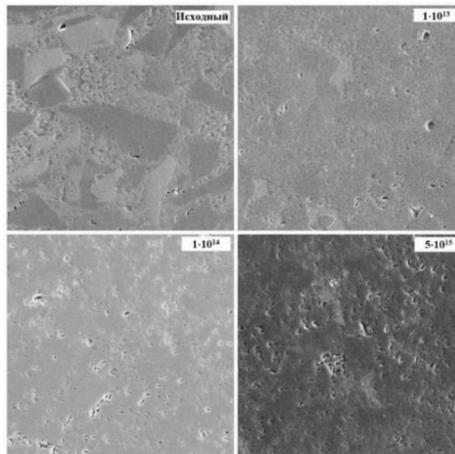


Рисунок 5 - СЭМ-изображения образцов SiC, облучённых ионами Kr^+

Таким образом, при облучении карбида кремния ионами Kr^+ (энергия 280 кэВ и дозами до $5 \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$) происходит радиационный рост, характерный для ГПУ решеток, а также аморфизация приповерхностного слоя толщиной $\sim 0,5 \text{ мкм}$

ЛИТЕРАТУРА

1. Thermal recovery of amorphous zones in 6H-SiC and 3C-SiC induced by low fluence 420 keV Xe irradiation/ C.L. Xu, C.H. Zhang, T. Bus, A. van Veen, A. Shiryayev, A.V. Fedorov, H. Schut, F.D. Tichelaar, J. Sietsma // Materials Science and Engineering B. – 2003. – с. 269–276.
2. Effect of technological parameters on densification of reaction bonded Si/SiC ceramics / P.S. Grinchuk, M.V. Kiyashko, H.M. Abuhimd // Journal of the European Ceramic Society 38. – 2018. – p. 4815-4823.
3. Углов В.В, Радиационные эффекты в твердых телах // Минск: БГУ, 2011. – 207 с.
4. Cluster dynamics modeling of irradiation growth in single crystal Zr/ Yang Li , Nasr Ghoniem // Journal of Nuclear Materials 540 152312 – 2020.

ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ЭПФ В УСЛОВИЯХ ПРОИЗВОДСТВА МАКСИМАЛЬНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ РАБОТЫ

Калашников В.С.¹, Коледов В.В.¹, Андреев В.А.^{2,3}, Гундеров Д.В.^{5,6}, Шавров В.Г.¹, Мусабилов И.И.⁴, Кучин Д.С.¹, Несолонов А.В.¹, Быбик М.С.¹

¹ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Россия, Москва

³ООО "Промышленный центр МАТЭК-СПФ"

⁴Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, 450001 Уфа, Россия

⁵Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия

⁶Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия

E-mail: Vladimir.kalashnikovS@gmail.com

Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) находят широкое применение в микроэлектронике, радиоэлектронике, медицине и космической технике [1-3]. Среди них наиболее распространенными являются сплавы системы *Ni-Ti*. Их уникальной особенностью является сочетание высоких эксплуатационных и функциональных свойств, а также биосовместимость [1-3]. Однако в современной литературе данные о функциональных свойствах сплавов с ЭПФ в условиях производства максимальной механической работы отсутствуют или крайне ограничены и не дают полной информации о работоспособности сплавов с ЭПФ в экстремальных условиях [1-6].

Целью настоящей работы является: экспериментальное исследование функциональных свойств сплавов с ЭПФ в условиях производства максимальной механической работы путем измерения зависимости изгибной деформации образцов ϵ , от температуры T и нагрузки σ .

Для измерения зависимости $\epsilon(T, \sigma)$ и определения экстремальных функциональных свойств в ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН разработана экспериментальная установка трехточечного изгиба и растяжения образцов из сплавов с ЭПФ [7,8]. Установка обладает широким диапазоном деформаций до 20 % при изгибе и до 70% при растяжении, широким интервалом температур от -190 °С до 300 °С, требует небольших размеров образцов при изгибе (по ширине от 0,5 мм до 2,5 мм, по толщине от 0,5 до 1 мм и по длине от 7 до 12 мм) и растяжении (по длине от 10 до 25 мм и по диаметру или толщине не более 0,2 мм) при этом максимальный уровень постоянно прикладываемых напряжений в зависимости от размера образца находится в диапазоне от 2000 МПа до 3000 МПа, а также низкий расход хладагента (жидкого азота) и простая система его восполнения позволяют вести непрерывные измерения до 10⁴ термоциклов (нагрев-охлаждение-нагрев) в удаленном режиме по сети Интернет с возможностью изменения температурного интервала, скорости нагрева и охлаждения и величины действующих напряжений.

Сплавы и полуфабрикаты системы *Ni-Ti* (*Ni_{50.2}Ti_{49.8}*, *Ni_{50.5}Ti_{49.5}*, *Ni₅₀Ti₅₀*) были изготовлены на промышленном оборудовании в ООО "Промышленный центр МАТЭК-СПФ" (г. Москва). Ковка слитков до состояния прутков мелкого сорта от 20 мм до 5 мм проводилась методом ротационной ковки. Получение проволоки диаметром 2 мм, 0,2 мм и 0,1 мм проводилась методами теплого и холодного волочения. Часть исходных прутков диаметром 20 мм предварительно была обработана методом равноканального углового прессования (РКУП) и кручения под высоким давлением в Институте физики молекул и кристаллов УНЦ РАН (г. Уфа, Россия).

Сплав системы сплавов Гейслера *Ni-Mn-Ga* (прецизионный состав *Ni_{53.8}Mn_{20.0}Ga_{24.3}Si₁*) был получен в Институте проблем сверхпластичности металлов

Российской академии наук (г. Уфа, Россия). Для исследования зависимости $\epsilon(T, \sigma)$ превращения из слитка были вырезаны образцы размерами $10 \times 0.5 \times 2.5$ мм вдоль оси слитка, т.е. поперек направления роста кристаллов.

По результатам измерения зависимостей $\epsilon(T, \sigma)$ и их обработки получены следующие результаты:

1. При термоциклировании под постоянно приложенной силой и последующем увеличением этой силы, напряжения в образцах из сплавов с ЭПФ доходят до критического уровня, выше которого происходит снижение обратимой деформации. Значения этих напряжений зависят от дислокационного предела текучести, и, применительно к функциональным свойствам сплавов с ЭПФ, предлагается называть такие напряжения критическими, а сам материал при этом характеризовать параметром «энергетическая насыщенность» - максимальная удельная работа материала с ЭПФ при ТМП [9].

2. Снижение температуры деформации, увеличение степени накопленной деформации при ковке исходной заготовки и использование исходного прутка большего диаметра, прошедшего предварительную закалку из температурной области существования фазы Ni-Ti, т.е. свыше 630°C («Обнуление»), позволяет одновременно увеличить как критические напряжения, так и обратимую деформацию под действием этих напряжений [9, 10].

3. При обратном термоупругом мартенситном превращении в сплавах системы NiTi через R-фазу под нагрузкой обратимая деформация достигает 2-3 %, что в свою очередь приводит к получению общей обратимой деформации свыше 10 % [9].

4. Напряжения, при которых сплав с ЭПФ в состоянии обеспечить заданный уровень обратимой деформации в условиях многократного термоциклирования («Функциональная усталость»), определяется как 0,8 от критических напряжений для сплавов системы Ni-Ti и 0,4 – для сплавов Гейслера [11].

5. При превышении значений напряжений в материале выше σ_m двухстадийный фазовый переход не различим на кривых гистерезиса превращения. Это может быть связано с тем, что с увеличением свободной энергии R-фазы и протеканием превращения B2-R одномоментно при этом при приближении к критическим значениям напряжения тип структурного фазового перехода сменяется с I на II род [9, 10].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Otsuka K., Ren X. Progress in Materials, 2005, No 6, v. 50, p. 511–678.
2. V.E. Gunther, G.Ts. Dambaev, P.G. Sysoliatin et al. MA: STT, 2000, p. 432.
3. Jaronie Mohd Jani, Martin Leary, Aleksandar Subic, Mark A. Gibson, A review of shape memory alloy research, applications and opportunities, Materials & Design, Volume 56, April 2014, P. 1078-1113.
4. Tong, Y. X.; Shuitcev, A. V.; Zheng, Y. F. (2020). Recent Development of TiNi-Based Shape Memory Alloys with High Cycle Stability and High Transformation Temperature. Advanced Engineering Materials, adem.201900496–. doi:10.1002/adem.201900496.
5. Polyakova, K. A.; Ryklina, E. P.; Prokoshkin, S. D. (2020). Effect of Grain Size and Ageing-Induced Microstructure on Functional Characteristics of a Ti-50.7 at.% Ni Alloy. Shape Memory and Superelasticity, (), –. doi:10.1007/s40830-020-00269-z .
6. Wang, Xiebin; Pu, Ze; Yang, Qin; Huang, Shuke; Wang, Zuocheng; Kustov, Sergey; Van Humbeeck, Jan (2019). Improved functional stability of a coarse-grained Ti-50.8 at.% Ni shape memory alloy achieved by precipitation on dislocation networks. Scripta Materialia, 163(), 57–61. doi:10.1016/j.scriptamat.2019.01.006.
7. Калашников В.С., Коледов В.В., Кучин Д.С., Петров А.В., Шавров В.Г. Установка для определения термомеханических свойств сплавов с эффектом памяти формы методом трехточечного изгиба // Приборы и техника эксперимента. 2018. № 2. С. 139-145.
8. В.С. Калашников, В.В. Коледов, Д.С. Кучин, А.В. Петров, В.Г. Шавров, М.С. Быбик, А.В. Несоленов. Установка для определения термомеханических свойств

микропроволок из сплавов с эффектом памяти формы // Приборы и техника эксперимента, 2022, № 1, стр. 139-142.

9. Калашников В.С., Андреев В.А., Коледов В.В., Гундеров Д.В., Петров А.В., Шавров В.Г., Кучин Д.В., Гизатуллин Р.М. Функциональные характеристики и фазовые превращения в прутковых полуфабрикатах из сплавов Ni-Ti с эффектом памяти формы // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2019. № 8 (770). С. 45-51.

10. Калашников В.С., Андреев В.А., Коледов В.В., Гундеров Д.В., Петров А.В., Шавров В.Г., Кучин Д.В., Гизатуллин Р.М. Термомеханические свойства сплава Ni50Ti50 после РКУП и кручения под высоким давлением // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2021. № 5 (791). С. 28-34.

11. Калашников В.С., Мусабилов И.И., Коледов В.В., Андреев В.А., Гундеров Д.В., Шавров В.Г. Функциональная усталость сплавов с эффектом памяти формы систем Ni-Mn-Ga и Ni-Ti в условиях термоциклирования под постоянной нагрузкой // *Журнал технической физики*. 2020. Т. 90. № 4. С. 603-608.

**ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ (ЭПФ) В СПЛАВАХ
ГЕЙСЛЕРА $Ni_{53.8}Mn_{20.0}Ga_{24.3}Si_{1.7}$ И $Ni_{56.2}Mn_{18.8}Ga_{23.2}Si_{1.8}$ В УСЛОВИЯХ
ТРЕХТОЧЕЧНОГО ИЗГИБА**

**Несоленов А.В.¹, Мусабилов И.И.², Калашников В.С.¹, Колецов В.В.¹,
Шавров В.Г.¹**

¹ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН

² Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук,
450001 Уфа, Россия

Ферромагнитные сплавы Гейслера семейства Ni_2MnGa вызывают большой интерес, поскольку термоупругий мартенситный переход и эффект памяти формы (ЭПФ) в них может вызываться без изменения температуры воздействием магнитного поля [1]. В настоящей работе проведено сравнительное исследование фазовых переходов и ЭПФ по температуре сплавов Гейслера $Ni_{53.8}Mn_{20.0}Ga_{24.3}Si_{1.7}$ и $Ni_{56.2}Mn_{18.8}Ga_{23.2}Si_{1.8}$ методом измерения зависимости деформации от температуры и нагрузки.

Выбранные для исследования два сплава были выплавлены методом аргоно-дуговой плавки с последующей вакуумной переплавкой в кварцевом стакане [2]: ранее исследованный в работе [3] сплав состава $Ni_{53.8}Mn_{20.0}Ga_{24.3}Si_{1.7}$ (сплав №1) и вновь полученный сплав состава $Ni_{56.2}Mn_{18.8}Ga_{23.2}Si_{1.8}$ (сплав №2) для исследования зависимости изгибной деформации ϵ от температуры T и нагрузки σ по методике [4] были вырезаны вдоль оси цилиндрического слитка поперек направления преимущественного роста кристаллитов, в форме идентичных пластин с размерами $10 \times 0.5 \times 2.5$ мм.

На рисунке 1 приведены результаты измерения зависимости изгиба деформации от температуры и нагрузки для сплавов 1 и 2. Первое, что следует отметить – это достаточно сильная разница как в температурах превращения, так и в обратимой деформации, а именно:

1. максимальная обратимая деформация Сплава №2 значительно (примерно в 2 раза) превосходит обратимую деформацию Сплава №1;
2. температурный интервал превращения находится в области температур выше комнатной, что, с одной стороны, облегчает процесс исследования сплава, а, с другой стороны, делает возможным его применения в отсутствие специальных охлаждающих устройств;
3. почти в два раза меньшая прочность у сплава №2 – 245 МПа против 380 МПа у сплава №1.

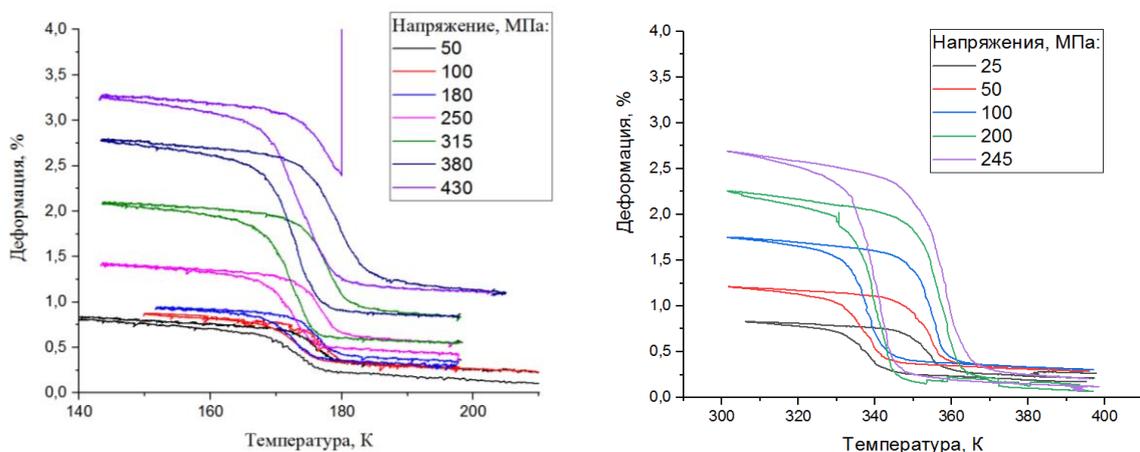


Рисунок 1 – Зависимости $\epsilon(T, \sigma)$ для сплава №1 (слева) и сплава №2 (справа).

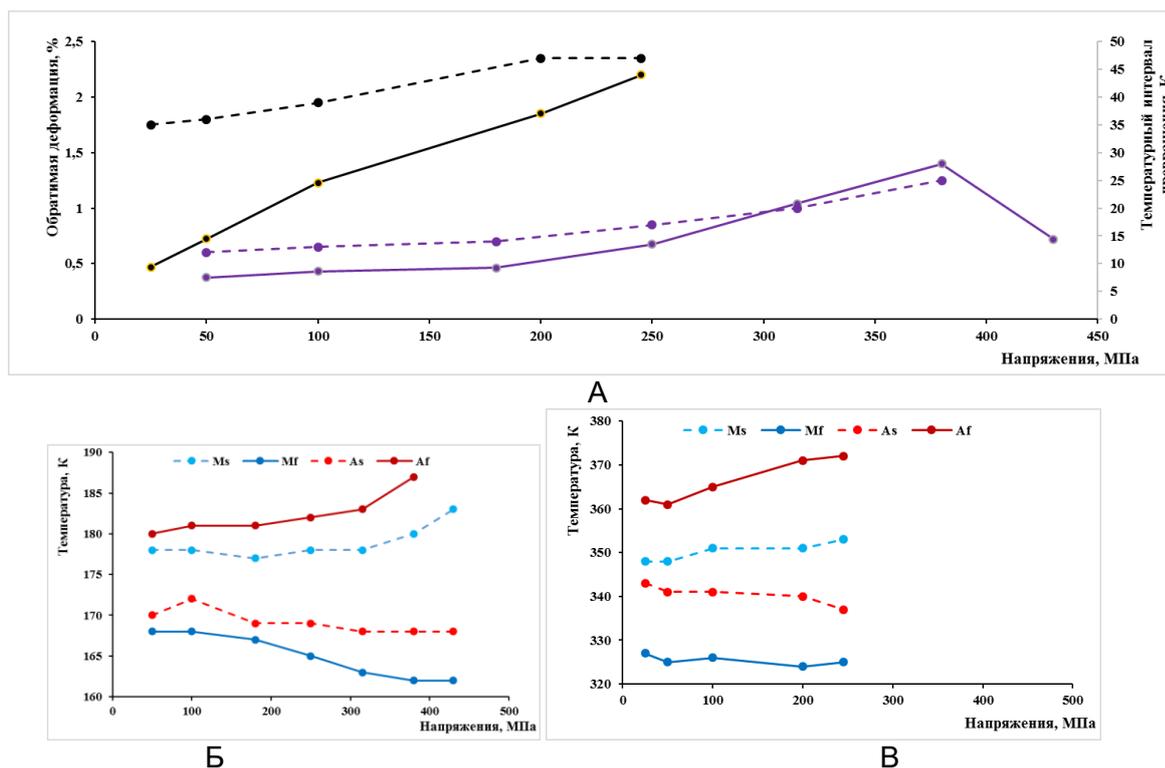


Рисунок 2 – Зависимости обратимой деформации (сплошные фиолетовая и черная линия на рисунке 2А), ширины температурного интервала превращения (сплошные фиолетовая и черная линия на рисунке 2А) для сплава №1 (фиолетового цвета линии) и сплава №2 (черного цвета линии), а также зависимостей характеристических температур превращения для сплава №1 (рисунок 2Б слева) и для сплава №2 (рисунок 2В справа)

По результатам обработки полученных зависимостей, определено влияние напряжений на температуры фазовых превращений (A_s , A_f , M_s , M_f), обратимую деформацию ϵ_r и ширину температурного интервала превращений ΔT . Результаты обработки представлены на рисунке 2.

При обработке результатов проведенных испытаний выявились следующие особенности поведения двух сплавов от приложенной нагрузки. На рисунке 2А видно, что влияние нагрузки на обратимую деформацию соответствует двум различным закономерностям, т.е. сплавы обладают различной чувствительностью фазового перехода к внешнему механическому напряжению: у сплава № 2 практически линейная зависимость обратимой деформации от нагрузки, в то время как у сплава №1 при увеличении нагрузки до 180 МПа обратимая деформация практически не изменяется. Аналогичное поведение имеет зависимость величины интервала превращения от нагрузки, что отчетливо видно на рисунке 2А. Отличительной особенностью протекания термоупругого мартенситного превращения у обоих сплавов является то, что для них характерен II тип мартенситного превращения, по терминологии [5].

Основные результаты настоящей работы представлены в таблице 1, где значения критических напряжений, ширины интервала превращения и значения характеристических температур приведены для случая демонстрации сплавом экстремальных функциональных свойств, т.е. максимальной обратимой деформации. Результаты сравнения сплавов состава $Ni_{53.8}Mn_{20.0}Ga_{24.3}Si_{1.7}$ (сплав №1) и вновь полученного сплава состава $Ni_{56.2}Mn_{18.8}Ga_{23.2}Si_{1.8}$ (сплав №2) показали, что сплав №2 обладает более широким интервалом превращения 47 К, меньшим уровнем критических напряжений 245 МПа, при этом максимальная обратимая деформация составила 2,2 %, а сам термоупругий фазовый переход протекает при температурах выше комнатной. Установлено, что оба сплава демонстрирует термоупругое мартенситное превращение II типа. Следующим этапом исследований должно быть измерение зависимостей деформации от температуры и нагрузки в условиях

воздействия сильных магнитных полей и исследование магнитоуправляемого ЭПФ и магнитокалорического эффекта (МКЭ), в области магнитоиндуцированного мартенситного фазового перехода.

Таблица 1 – Результаты обработки $\varepsilon(T, \sigma)$.

Образец №	Состав в весовых %				ε_r^σ %	Критические напряжения МПа	ΔT	M_f	M_s	A_s	A_f
	Ni	Mn	Ga	Si							
1	53,8	20,0	24,3	1,7	1,4	380	25	162	180	168	187
2	56,2	18,8	23,2	1,8	2,2	245	47	325	353	337	372

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 20-19-00745.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Cherechukin, A. A., Dikshtein, I. E., Ermakov, D. I., Glebov, A. V., Koledov, V. V., Kosolapov, D. A., Takagi, T. Shape memory effect due to magnetic field-induced thermoelastic martensitic transformation in polycrystalline Ni–Mn–Fe–Ga alloy. *Physics Letters A*. 2001. 291(2-3), 175-183.
2. И.И. Мусабилов, И.М. Сафаров, Р.М. Галеев, Р.А. Гайсин, В.В. Коледов, Р.Р. Мулюков. Анизотропия термического расширения поликристаллического сплава системы Ni–Mn–Ga, подвергнутого пластической деформации ковкой // *Физика твердого тела*. 2018. Т. 60, № 6. С. 1051-1057.
3. Калашников В.С., Мусабилов И.И., Коледов В.В., Андреев В.А., Гундеров Д.В., Шавров В.Г. Функциональная усталость сплавов с эффектом памяти формы систем Ni–Mn–Ga и Ni–Ti в условиях термоциклирования под постоянной нагрузкой // *Журнал технической физики*. 2020. Т. 90. № 4. С. 603-608.
4. Калашников В.С., Коледов В.В., Кучин Д.С., Петров А.В., Шавров В.Г. Установка для определения термомеханических свойств сплавов с эффектом памяти формы методом трехточечного изгиба // *Приборы и техника эксперимента*. 2018. № 2. С. 139-145.
5. Перкинс Д., Эдвардс Г.Р., Сач С.Р. Термомеханические характеристики сплавов с термоупругим мартенситом / В кн.: *Эффект памяти формы в сплавах*. М.: Металлургия, 1979. С.230-254.

НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА $Zr_{62.5}Cu_{22.5}Al_{10}Fe_5$ В ПРОЦЕССЕ ИПДК

Базлов А.И.^{1,2}, Пархоменко М.С.², Убыйвовк Е.В.¹, Гундеров Д.В.³

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

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

³*Уфимский государственный авиационный технический университет,
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].

Интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК) – метод, позволяющий за счет мягкости схемы деформации, деформировать трудно деформируемые материалы [5]. В процессе ИПДК, в структуре металлического стекла могут происходить значительные изменения, такие как образование большого количества свободного объема [5,6], кластеризация [7] и нанокристаллизация [8]. Более того, использование ИПДК позволяет получать объемные образцы из аморфной ленты [9], что делает данный метод привлекательным для формирования объемных металлических стекол из сплавов с низкой стеклообразующей способностью.

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

Сплав состава $Zr_{62.5}Cu_{22.5}Al_{10}Fe_5$ (ат.%) был выплавлен из смеси чистых (не менее 99,9%) элементов в вакуумной дуговой печи в атмосфере очищенного титаном аргона. Образцы лент толщиной около 40 мкм и около 1 мм шириной были изготовлены методом закалки расплава на вращающийся медный диск.

Процесс ИПДК был проведен в две стадии. Первая стадия была проведена на плоских бойках диаметром 20 мм при давлении 6 ГПа и 0,5 оборотах наковален, при скорости вращения 1 об/мин, при комнатной температуре. Данная стадия была необходима для формирования компактного материала из аморфной ленты. На второй стадии часть полученного 20 мм диска была подвергнута процессу ИПДК на бойках диаметром 10 мм при давлении 6 ГПа на 2 и 5 оборотов.

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.

На рисунке 1 представлены дифрактограммы, ДСК кривые сплавов, и значения микротвердости сплавов в литом состоянии и после ИПДК. Структура сплавов во всех состояниях за исключением ИПДК 5 оборотов была рентгеноаморфной. После 5 оборотов наковальни наблюдается изменение геометрии диффузного максимума, связанного с началом процессов кристаллизации. При этом наблюдаются значительные изменения в процессе кристаллизации сплавов до и после ИПДК. Кристаллизация сплава в литом состоянии проходит одностадийно. С увеличением числа оборотов наковальни, наблюдается уширение кристаллизационного пика, и смещение температуры кристаллизации в меньшую сторону. Изменение геометрии кристаллизационного пика выглядит как переход от одностадийной кристаллизации в литом состоянии в одностадийную кристаллизацию после 5 оборотов наковальни, при пониженных температурах, через смешанный процесс. Наблюдается рост

микротвердости сплава после ИГДК, при этом микротвердость достигает максимальных значений после 2 оборотов наковальни и остается неизменной с ростом числа оборотов.

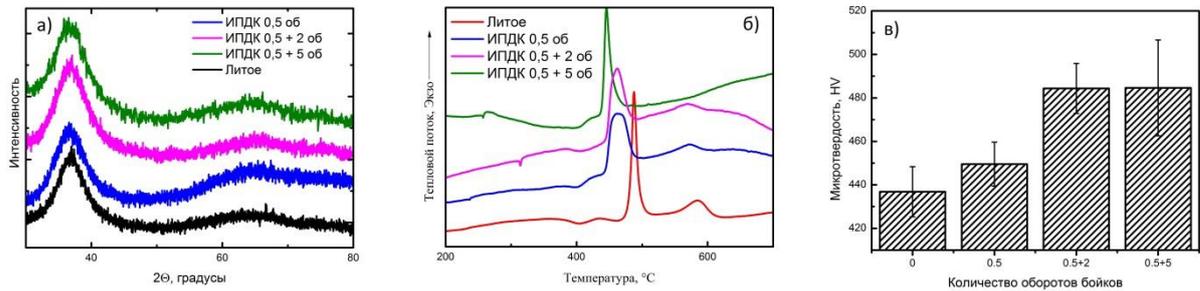


Рисунок 1 – Дифрактограммы (а), ДСК кривые (б) и микротвердость (в) сплава $Zr_{62.5}Cu_{22.5}Fe_5Al_{10}$ в литом состоянии и после ИГДК

Для установления причин наблюдаемых изменений были проведены исследования структуры ПЭМ. На рисунке 2 представлены микроструктуры сплава в различных состояниях. ИГДК приводит к значительным изменениям в структуре материала. После 0,5 оборотов, наблюдается формирование областей химической неоднородности. Дальнейший рост числа оборотов приводит к формированию нанокристаллов в материале. После 2 оборотов наковальни в структуре наблюдаются разрозненные области размером не превышающие 2 нм и имеющие кристаллическое строение. Рост количества оборотов до 5 приводит к формированию равномерной нанокристаллической структуры с размером зерна 5-7 нм.

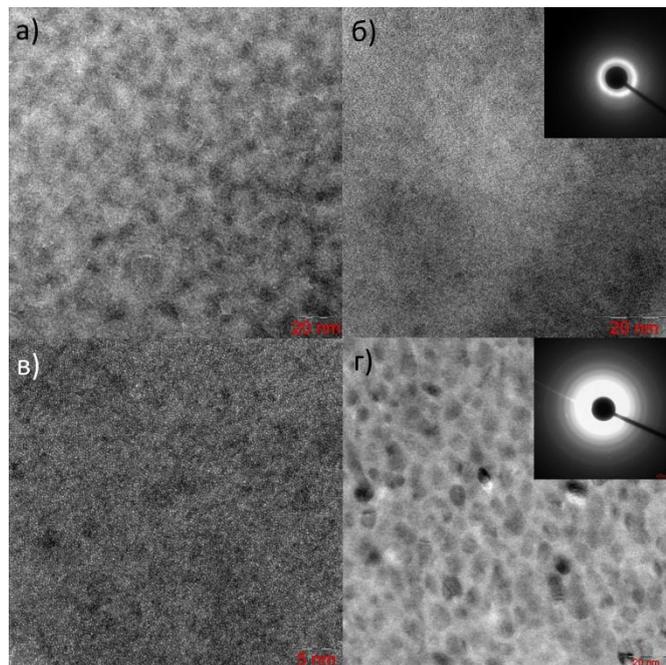


Рисунок 2 –Микроструктура ПЭМ высокого разрешения (вставки дифракционная картина выбранной области), (а) 0.5, (б,в) 2.5, (г) 5 оборотов ИГДК

В работе установлено, что ИГДК приводит к смене типа кристаллизации сплава. В литом состоянии сплав кристаллизуется по эвтектическому механизму кристаллизации. Сдвиговая деформация приводит к появлению областей химической неоднородности, которые при дальнейшем увеличении степени деформации преобразуются кристаллические частицы и растут при дальнейшем увеличении оборотов. Таким образом, после кручения кристаллизация сплава происходит по механизму первичной кристаллизации. При этом остаточная аморфная матрица

обладает более низкой температурой кристаллизации, чем исходная аморфная фаза. Стоит отметить, что после прохождения полной кристаллизации структуры литого и подвергнутого ИПДК сплавов идентичны.

Работа поддержана финансированием в рамках гранта РФФИ №19-33-60078.

ЛИТЕРАТУРА

- [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] D.V. Gunderov, A.A. Churakova, V.V. Astanin, R.N. Asfandiyarov, H. Hahn, R.Z. Valiev, *Accumulative HPT of Zr-based bulk metallic glasses*, *Mater. Lett.* 261 (2020) 127000. doi:10.1016/j.matlet.2019.127000.
- [6] A.M. Glezer, D.V. Louzguine-Luzgin, I.A. Khriplivets, R.V. Sundeev, D.V. Gunderov, A.I. Bazlov, Y.S. Pogozhev, *Effect of high-pressure torsion on the tendency to plastic flow in bulk amorphous alloys based on Zr*, *Mater. Lett.* 256 (2019) 126631. doi:10.1016/j.matlet.2019.126631.
- [7] D.V. Gunderov, E.V. Boltynjuk, E.V. Ubyivovk, A.V. Lukyanov, A.A. Churakova, A.R. Kilmametov, Y.S. Zamula, R.Z. Valiev, *Cluster structure in amorphous Ti–Ni–Cu alloys subjected to high-pressure torsion deformation*, *J. Alloys Compd.* 749 (2018) 612–619. doi:10.1016/j.jallcom.2018.03.357.
- [8] 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}Al₁₀Ni_{14.6}Ti₅ via high-pressure torsion*, *Mater. Sci. Eng. A.* 803 (2021) 140485. doi:10.1016/j.msea.2020.140485.
- [9] D. Gunderov, E. Boltynjuk, E. Ubyivovk, A. Churakova, A. Kilmametov, R. Valiev, *Consolidation of the Amorphous Zr 50 Cu 50 Ribbons by High-Pressure Torsion*, *Adv. Eng. Mater.* 22 (2020) 1900694. doi:10.1002/adem.201900694.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ КИСЛЫХ СРЕД

**Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Бойцова М.В., Балыбин Д.В.,
Плужников С.Н., Яковлев А.В.**

*ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина»,
г. Тамбов, Россия*

E-mail: fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Аморфные металлические сплавы обладают уникальными физико-химическими свойствами. Их высокая прочность, магнитные свойства в различных условиях, коррозионное поведение, связанное с высокой стойкостью даже к агрессивным средам, является в последнее время предметом интенсивных исследований [1,2].

В качестве материалов для исследования были выбраны аморфные металлические сплавы на основе кобальта и железа элементный состав которых представлен в табл. 1.

Таблица 1 - Элементный состав сплавов.

Тип сплава	Co, %	Fe, %	Ni, %	Si, %	Mn, %	B, %	Cr, %	Nb, %	Cu, %	Al, %
Сплав 1	70,42	4,72	10,46	9	2,1	2	1,3	–	–	–
Сплав 2	78,65	4,03	4,73	7,22	1,88	2	1,49	–	–	–
Сплав 3	85,41	2,27	–	5,15	4,07	2	1,1	–	–	–
Сплав 4	–	73,5	25	–	–	–	1,5	–	–	–
Сплав 5	–	80,10	–	15,30	–	–	–	3	1	0,6
Сплав 6	–	80,22	–	8,25	–	–	–	10,09	1,44	–

Сплавы подвергались воздействию кислых растворов 0,1М HCl, 0,2М HCl, 0,5М HCl, 1М HCl. Время воздействия от 30 до 60 минут. После воздействия образцы подвергались одноосному растяжению на электромеханической машине Instron-5565. Микротвердость измерялась на ПМТ-3М.

Экспериментально установлено, что после действия кислых растворов изменяются механические характеристики аморфных сплавов на основе кобальта и железа. При увеличении концентрации раствора и времени выдержки наблюдается питтинговая коррозия на поверхности аморфных сплавов (рис. 1).

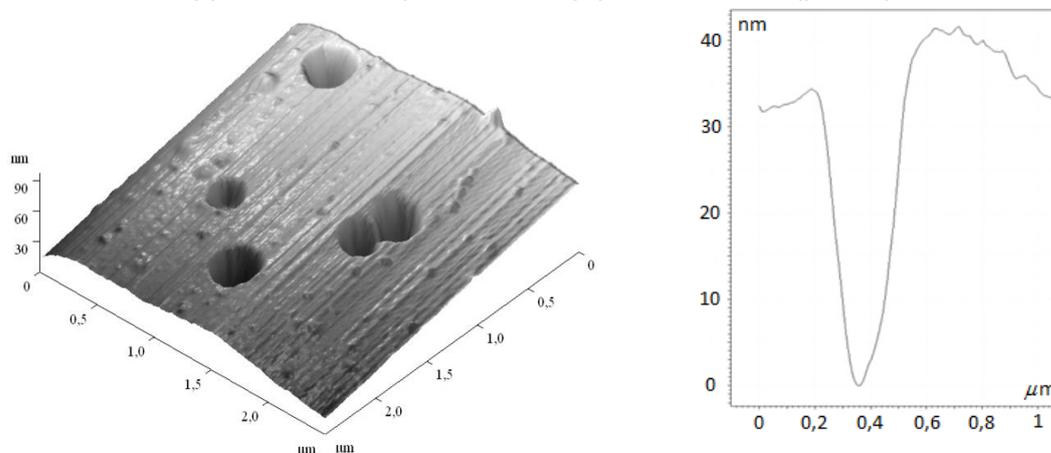


Рисунок 1 - Питтинговая коррозия на поверхности сплава с содержанием 80% Fe.

При разрушении образуются ветвящиеся трещины и складчатые структуры (200 - 700 нм) (рис. 2).

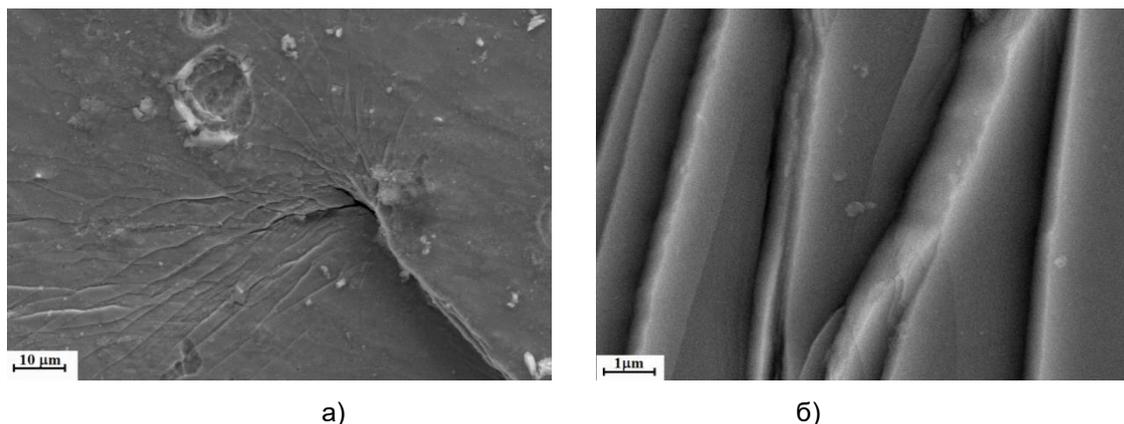


Рисунок 2 - Макроскопическая картина разрушения аморфного сплава на основе Fe после деформации: а) ветвление трещин; б) образование складок на поверхности

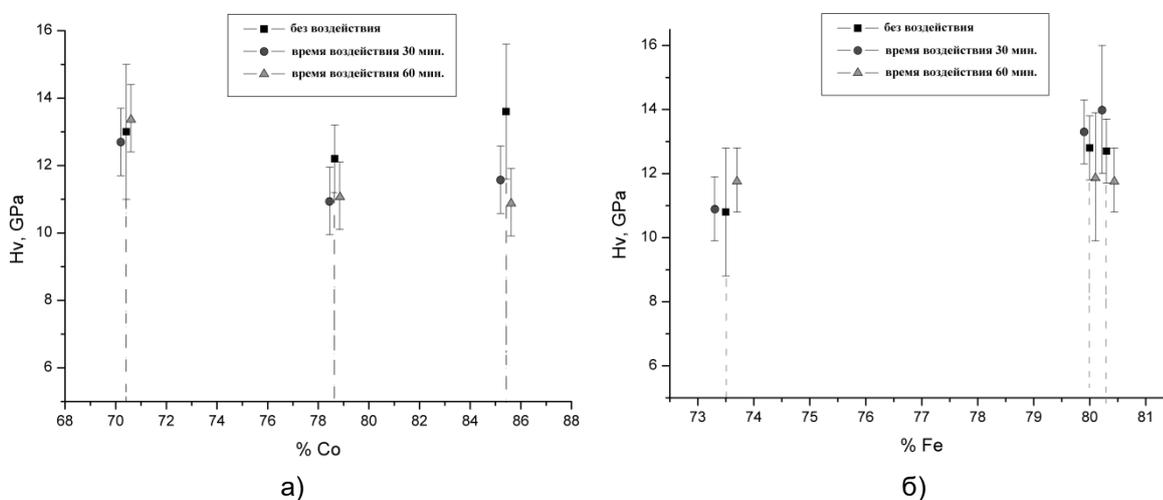


Рисунок 3 - Значение микротвердости в зависимости от времени воздействия раствора 0,2М HCl: а) сплавы на основе кобальта, б) сплавы на основе железа

При увеличении концентрации растворов деформационный рельеф существенно не меняется. Модуль Юнга изменяется в пределах погрешности измерений и в среднем составляет ~ 86 ГПа. Микротвердость исследуемых образцов (рис. 3), с повышением концентрации HCl снижается в пределах 10%. Изменение механических характеристик связано со снятием поверхностного слоя, в котором закалочные напряжения изменяют предел прочности и значения микротвердости, но при этом модуль Юнга не меняется. Пластичность исследуемых образцов сохраняется, охрупчивания не происходит.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФ № 22-22-00226. Результаты частично получены на оборудовании ЦКП ТГУ имени Г.Р. Державина.. Работа поддержана частично Минобрнауки РФ, соглашение № 075-15-2021-709 (идентификатор проекта RF----2296.61321X0037).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. J.Dolinšek, T. Apih, M.Klanjšek Hae Jin Kim, U. Köster, Catalysis Today 120, pp. 351-357 (2007).
2. Hwanyeol Park, Daekwang Woo, Jong Myeong Lee, Se Jun Park, RSC Advances 10, pp. 6822-6830 (2020).

СПЕЦИФИКА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ КОРРОЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

**Федоров В.А., Яковлев А.В., Балыбин Д.В., Плужникова Т.Н.,
Федотов Д.Ю., Шлыкова А.А.**

*ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина»
Тамбов, Россия,
fedorov-tsu.tmb@inbox.ru*

Массивные аморфные металлические сплавы на основе циркония имеют хорошую перспективу использования в медицинской практике [1,2]. Этому способствует их высокая сопротивляемость коррозии [3], а также механические характеристики [4]. В работе проведен потенциометрический анализ массивных металлических стекол на основе циркония в водных растворах с составом электролита $x \text{ M HCl}$ ($x = 0,1; 0,2; 0,4$), полученных разбавлением растворов соляной кислоты из фиксаналов до заданной кислотности. Кинетику электрохимических реакций исследовали при комнатной температуре на образцах №1, №2 и №3 (табл. 1) в условиях потенциодинамической поляризации (скорость развёртки 0,66 мВ/с, потенциостат Solartron 1255), воздушная атмосфера, комнатная температура, потенциалы пересчитаны по стандартной водородной шкале.

Таблица 1 - Состав образцов в масс. %

Образец №1	Zr 55 %, Co 25 %, Al 20 %
Образец №2	Zr 65 %, Al 10 %, Ni 10 %, Cu 15 %
Образец №3	Zr 46 %, Cu 45%, Al 7 %, Ti 2%

В ходе испытаний были получены поляризационные кривые для сплавов на основе циркония, наиболее ярко выраженные из которых представлены на рис. 1-2. Было установлено что потенциал коррозии образца №1 при различных концентрациях электролита меняется незначительно. Интерес представляет ход поляризационных кривых образцов №2 и №3.

Как видно из рис.1, у образца №2 значение тафелевского угла катодного процесса составляет от -0,100 до -0,110 В. Для растворов с различной кислотностью величина b_k практически не меняется, что говорит об одном и том же механизме катодного процесса. Тафелевский угол наклона для анодного процесса составляет от 0,05 В до 0,07 В и для различных значений кислотности также остаётся практически неизменным. Анодный процесс существенным образом зависит от концентрации окислителя-деполяризатора, порядок анодной реакции по HCl составляет 5. С увеличением концентрации электролита коррозионный потенциал смещается в катодную область, что в нулевом приближении можно объяснить адсорбцией ПАВ хлорид-ионов на границе металл/раствор, которые, внедряясь в плотную часть двойного электрического слоя, приводят к снижению адсорбционного потенциала. Поляризационные кривые для образца №3 имеют свои характерные особенности (рис. 2). Прежде всего, в катодной области наблюдается переход к предельному току при потенциалах на 0,250 В отрицательнее потенциала коррозии.

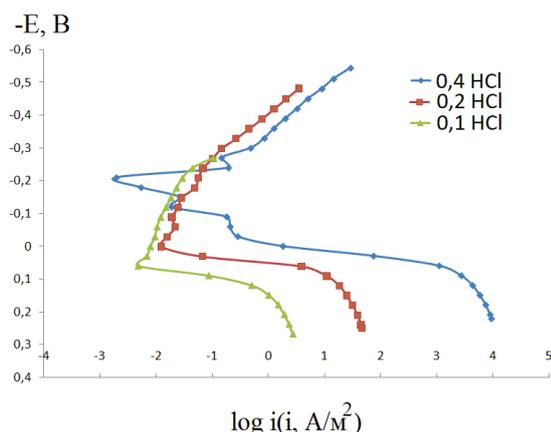


Рисунок 1 - Поляризационные кривые на образце 2

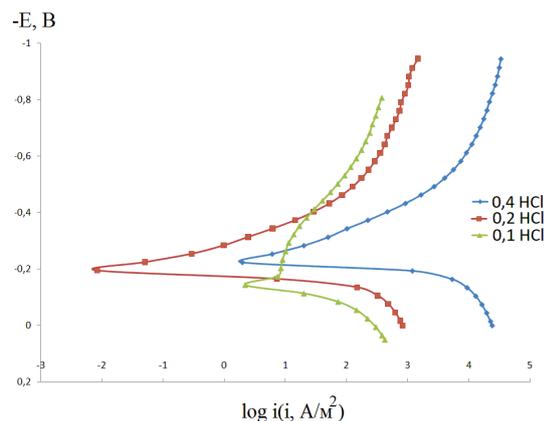


Рисунок 2 - Поляризационные кривые на образце 3

Тафелевский угол при этом не меняется и составляет от $-0,100 \text{ В}$ до $-0,120 \text{ В}$, следовательно механизм катодного процесса с изменением кислотности среды не меняется. Тафелевский угол анодного процесса составляет $0,03 \text{ В} - 0,05 \text{ В}$, что ниже, чем в предыдущих случаях. Таким образом, зависимость анодного процесса от кислотности среды с одной стороны повышается, однако, порядок анодной реакции по HCl составляет 3. Как и в предыдущем случае, с ростом концентрации электролита потенциал коррозии смещается в отрицательную область, что можно объяснить теми же причинами, что и для образца 2. Поскольку окислителем в данных растворах является катион гидроксония H_3O^+ , то значительную роль будет играть не только структура материала электрода, но и качественный состав. В образце 2 повышенное содержание циркония и меди (табл. 1) должно смещать потенциал электрода в положительную область, однако, рост концентрации ионов гидроксония приводит к обратному эффекту (рис. 2), что можно объяснить адсорбцией поверхностно-активных ионов хлора на поверхности электрода, точнее встраивание анионов в плотную часть двойного электрического слоя, что вызывает смещение потенциала электрода в отрицательную область при повышении концентрации HCl. Аналогичная зависимость наблюдается и для образца 3 в тех же растворах, при этом здесь также значительную часть материала составляют электроположительные металлы (табл. 1), при этом с ростом концентрации HCl наблюдается смещение потенциала коррозии в катодную область. Из вышеизложенного можно сделать вывод, что аморфные материалы более склонны к взаимодействиям с поверхностно-активными веществами, что можно объяснить наличием большего количества активных центров на единицу условной площади поверхности.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №19-42-680001 р_а). Результаты частично получены на оборудовании ЦКП ТГУ имени Г.Р. Державина. Работа поддержана частично Минобрнауки РФ, соглашение № 075-15-2021-709 (идентификатор проекта RF---2296.61321X0037).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. H.F. Li, Y.F. Zheng Acta biomaterialia 36, pp. 1-20 (2016).
2. C.H. Lin et al. Materials Science and Engineering 32, pp 2578-2582 (2012).
3. J.R. Scully, A. Gebert, J.H. Payer Journal of Materials Research 22, pp. 302-313 (2007).
4. C. Suryanarayana, A. Inoue, Boca Raton. CRC pres , pp. 542 (2017).

NONISOTHERMAL DEFORMATION OF Cu-BASED AND Al-BASED METALLIC GLASSES IN THE INITIAL AND ROLLED STATES

¹Fedorov V.A., ¹Berezner A.D., ²Zadorozhnyy M.Yu.

¹Derzhavin Tambov State University,
Tambov, Russia

²The National University of Science and Technology MISiS,
Moscow, Russia
fedorov@tsutmb.ru

The nature of glass transition process is one of the main unsolved problems of solid-state physics [1]. Under fast enough cooling of the metallic melt, amorphous metallic alloys (metallic glasses, MG) undergo glass transition. Deformation-induced structure changes and crystallization of the $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ rolled at room and elevated temperatures were studied recently. $Cu_{54}Pd_{28}P_{18}$ alloy with low glass-transition (T_g) and crystallization (T_x) temperatures and relatively large super-cooled liquid region is a good candidate to study mechanical behaviour under dynamic loading. Thus, in the present work, we study the plastic flow of these metallic glasses on heating with a periodical cyclic loading and generalize the results in frames of the non-isothermal creep model. We also compare the behaviour of the above-mentioned Cu-based alloy with aluminium-based one ($Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$).

The Cu-based and Al-based ribbon alloys were produced by a melt spinning technique as samples with sizes 2.5 mm in width and 0.025 mm in thickness and also with 40 μm in thickness and 4.5 mm in width, consequently. The amorphous structure of specimens was studied by the X-ray diffractometry (Cu-K α monochromatic radiation). Thermal stability of the specimens was verified by differential scanning calorimetry (DSC) at heating rate of 5 K/min. Deformation of the specimens was carried out by of Q800 (TA Instruments) dynamic mechanical analyser at a heating rate of 5 K/min up to 537 K (for Cu-based one) and 575 K (for Al-based one). For $Cu_{54}Pd_{28}P_{18}$ alloy, before testing, the specimens had been loaded by the constant stress of 5 MPa, which was fixed up to the end of the experiment. In addition to the constant stress, the specimens were also loaded in the sinusoidal mode at 35 kPa amplitude and different frequencies 0.3 Hz or 3 Hz. For $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alloy, the same experimental scheme was used, but the constant stress of 20 MPa was fixed up to the end of the experiment with additional loading at the sinusoidal mode with 20 kPa amplitude and the same frequencies. The glass-transition and primary crystallization temperatures of the $Cu_{54}Pd_{28}P_{18}$ MG, measured by DSC, were 528 K and 568 K, respectively, and for $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ alloy, these values were 533 K and 553 K.

All data for deformation can be interpolated with a high accuracy by the hyperbolic function:

$$l(t) = l_0 + \frac{Ct}{B^2 - Bt}, \quad (1)$$

where l_0 is initial length; C and B are analytical fixed parameters having [m·s] and [s] units, respectively. B -parameter is time of the fracture of a specimen; t – current deformation

time. Since a derivative of Eq. (1) has a form $\frac{dl(t)}{dt} = \frac{C}{(B-t)^2}$ and in relative form, it is

$$\dot{\epsilon} = \frac{dl(t)}{l_0 dt} = \frac{C}{l_0(B-t)^2}, \text{ so } B-t = \sqrt{\frac{C}{\dot{\epsilon}l_0}}. \quad (2)$$

At $t=0$, C value in Eq. (2) can be determined by

$$B \text{ as } \dot{\epsilon}l_0 B^2 \approx C. \quad (3)$$

The B value is related with elastic coefficient k at the small times as:

$$k \approx \frac{6m}{B^2}. \quad (4)$$

From Eq. (2) and (3), we can conclude that C is a function of three values $\dot{\epsilon}$, t and B , where two of them ($\dot{\epsilon}$ and B) relate with the personal properties of the alloy. For as-cast and rolled alloys or ones with different composition, the C and B are personal, that permits the universal characterisation of the deformation. For example, viscosity and Young' modulus can be estimated with them. Particularly, the Young's moduli of $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ and $Cu_{54}Pd_{28}P_{18}$ are in relationship $1.23 \cdot E_{Al-based} = E_{Cu-based}$ that agrees with the experiment data [2], and viscosity can be determined either as $\eta = \tau/3\dot{\epsilon}$ (where the strain rate is $\dot{\epsilon}$ and viscosity is η under the shear stress τ – see Fig.1) or as non-Newtonian material.

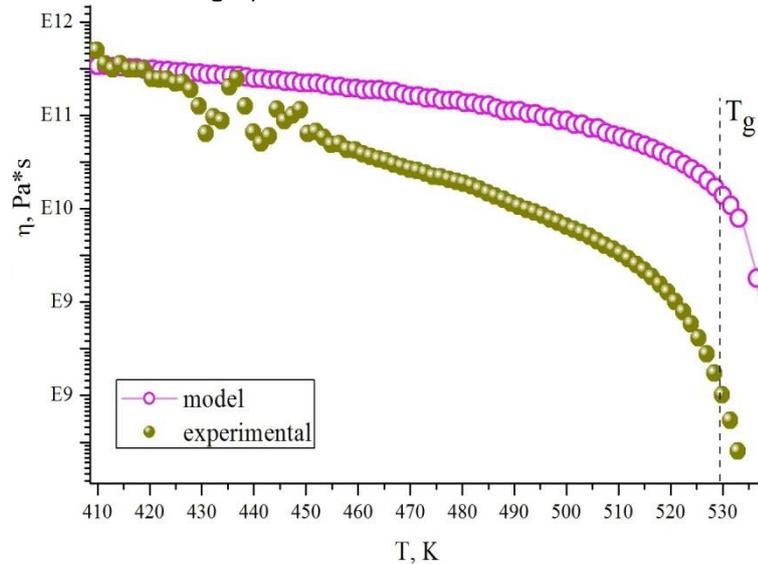


Figure 1 - Experimental and modelled viscosities of the Cu-based amorphous alloy (the glass-transition temperature is marked as T_g)

As it is seen from fig.1, that both curves agree each other indeed, and it permits estimation of material behaviour. At the plastic stage of deformation, the effective modulus $E(t) = (F_{reaction}(t)/F_0)/\chi(t)$ (i.e., not Young's one), differs from elastic value, and its dynamic is inverse during the heating (Fig.2).

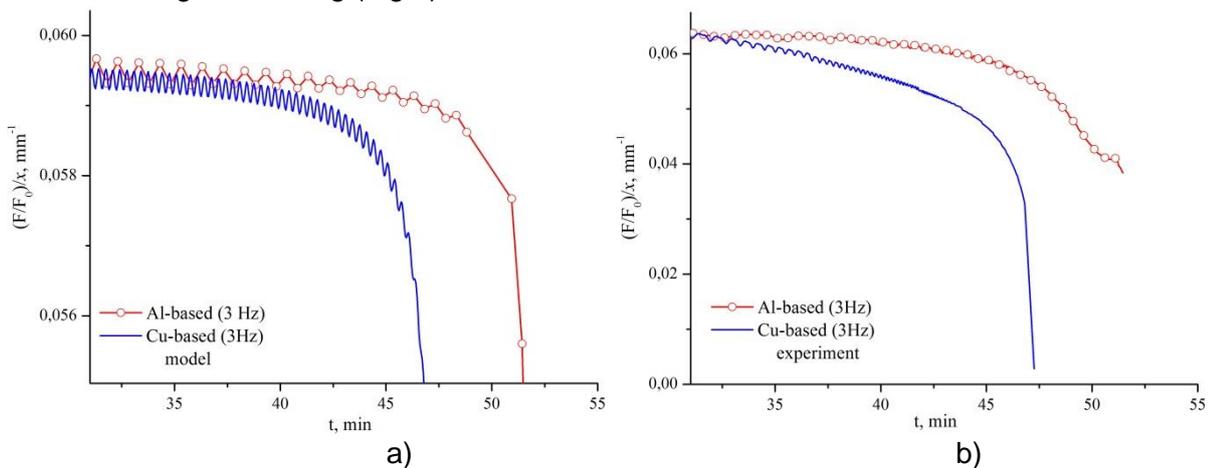


Figure 2 - $E(t)$ for $Cu_{54}Pd_{28}P_{18}$ and $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ at plastic deformation region: a) model curve; b) experimental one

$Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ metallic glassy ribbon samples, subjected to cold rolling, showed a stronger β -relaxation peak and faster deformation on heating, compared to those studied in the as-prepared state, and its effective modulus E is less than in as-cast condition.

For all alloys and treatments, we observed resonance processes, which can be presented in the main force surface in coordinates of time and frequency (Fig.3) at dynamic mechanical analysis.

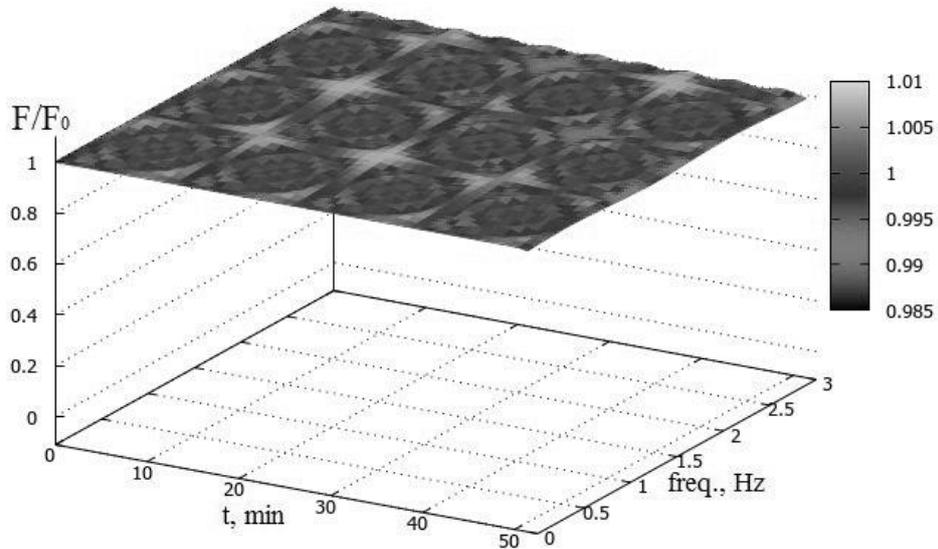


Figure 3 - The reaction force surface

These wave elements describe the real resonance or interferential processes in a specimen. In other words, this surface predicts wave perturbations in material as a result of the overlapping of heating and frequency loading. These elements are similar to Chladni figures in acoustics [3].

Acknowledgements

This work was supported by the Russian Science Foundation (grant No. 22-22-00226). The authors sincerely thank A. Bazlov and A.G. Igrevskaia for assistance in preparation and cold rolling of the Al samples.

REFERENCES

[1] Anderson, P.W. Through the Glass Lightly. Science 1995, 267, 1615–1616.
 [2] Enghag, P. Encyclopedia of the Elements / P. Enghag, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., 2004, 1311 p.
 [3] 21. Dorrestijn, M.; Bietsch, A.; Açıkalin, T.; Raman, A.; Hegner, M.; Meyer, E.; Gerber, Ch. Chladni Figures Revisited Based on Nanomechanics. Phys. Rev. Lett. 2007, 98, 026102-1–026102.

НАНОЧАСТИЦЫ ХИТОЗАНА И МЕДИ

Козырев В.А., Егоров А.Р., Артемьев А.А., Николаев А.А., Годзишевская А.А.,
Куликова П.С., Хубиев О.М., Критченков А.С.

Российский университет Дружбы народов,
Москва, Россия

vladimirkozyrev3@gmail.com

Хитозан – катионный полимер получаемый путем деацетилирования хитина. Наличие первичной аминогруппы делает хитозан более реакционно способным по сравнению с другими природными полисахаридами. Широко известна способность хитозана образовывать (i) хелатные комплексы с катионами различных металлов, (ii) полиэлектролитные комплексы с полианионами, в качестве которых могут выступать белки, ДНК и др. [1].

В рамках данной работы были получены нано- и микрочастицы хитозана и полиэлектролитных комплексов хитозана и гуалуроната натрия, загруженные катионами меди(II). Для получения частиц использовались образцы хитозана с различным молекулярно-массовым распределением и различной степенью деацетилирования, а также функционализированные производные хитозана (**3**), полученные конденсацией хитозана (**1**) и производного холестерина (**2**), реакция приведена на **Схеме 1**. В качестве источников ионов меди использовался сульфат меди(II) и ацетат меди(II).

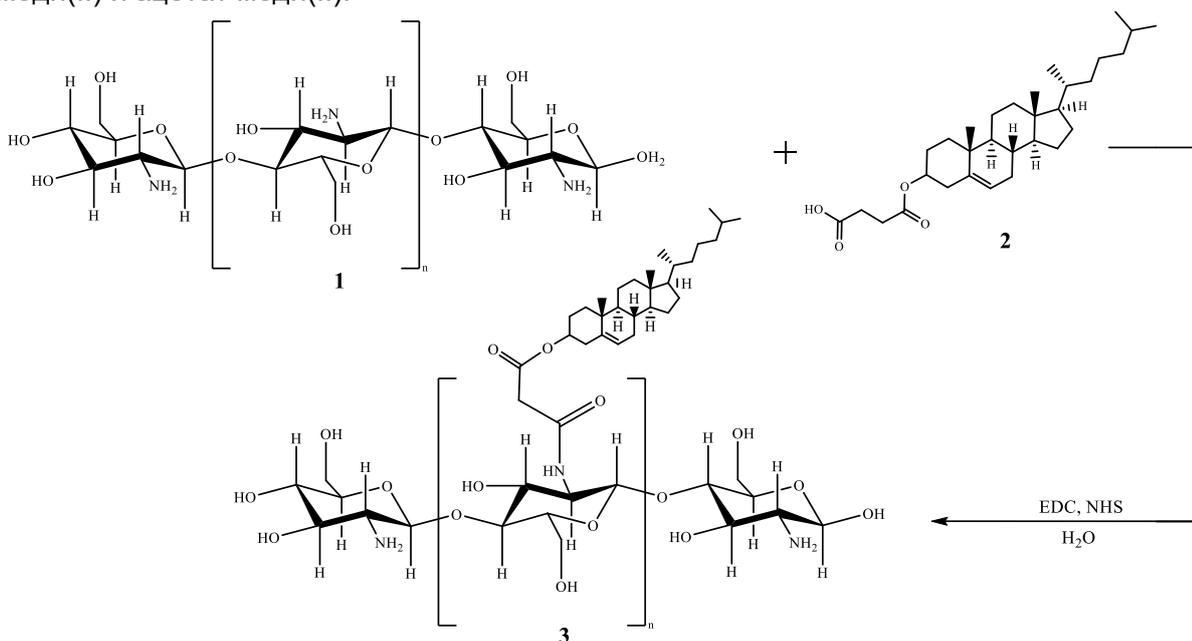


Схема 1 - Функционализация хитозана

При этом, при использовании в качестве источника ионов сульфата меди(II), удалось получить наночастицы с размером от 90 до 847 нм и значением ζ -потенциала от +7 до +13.39 мВ. При использовании ацетата меди удавалось получить микрочастицы с размером от 17 до 46 мкм. Для всех образцов были записаны ИК-спектры. В спектрах полученных частиц наблюдается сужение и уменьшение интенсивности широкой полосы поглощения при $3100\text{--}3500\text{см}^{-1}$, соответствующей валентным колебаниям ОН и NH связей, такое сужение полосы поглощения свидетельствует об уменьшении вовлеченности этих функциональных групп в образование водородных связей, что может быть связано с координацией этих функциональных групп вокруг катиона меди(II). Так же в ИК спектрах поглощения частиц наблюдается смещение полосы поглощения при 1653 см^{-1} , соответствующей

деформационным колебаниям аминогруппы [2] в область 1604 см^{-1} , что свидетельствует о координации аминогрупп хитозана к катиону меди(II).

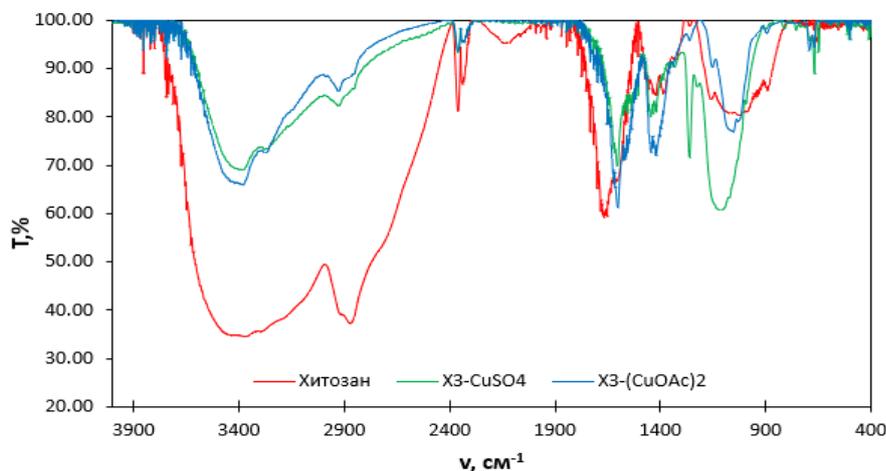


Рисунок 1 - ИК спектры хитозана и частиц содержащих CuSO_4 и $\text{Cu}(\text{OAc})_2$

Методами РФА и ТГА определена степень кристалличности и изучена термическая стабильность частиц, а также возможность использовать их в качестве катализаторов реакции сочетания арилбороновых кислот с ароматическими аминами. Реакция между фенолборной кислотой и анилином проходит за 3 часа в этилацетате, выход продукта составил 70 % (схема 2).

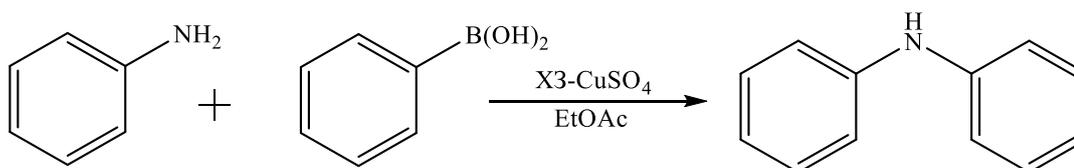


Схема 2 - Катализ реакции Чана-Лама

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Muzzarelli RAA, editor. Natural chelating polymers: alginic acid, chitin and chitosan. New York: Pergamon Press; 1973.

[2] Большаков И. Н., Сизых А. Г., Сурков Е. В., Дуреева Н. С., Шунтиков А. В. Электронные и колебательные спектры хитозана // Хитин и хитозан : материалы VIII междунар. конф. Казань, 2006. С. 86–89.

**ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА
Ti_{49.4}Ni_{50.6} ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР
МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ**

Чуракова А.А.¹, Каюмова Э.М.^{2,3}, Гундеров Д.В.^{1,2}

¹*Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального
исследовательского центра Российской академии наук,
г. Уфа, Россия,*

²*Уфимский государственный авиационный технический университет,
г. Уфа, Россия*

³*Уфимский государственный нефтяной технический университет,
г. Уфа, Россия*

churakova_a@mail.ru

Сплавы TiNi выделяются среди материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) наибольшими функциональными характеристиками, повышенной прочностью, пластичностью и хорошим комплексом эксплуатационных свойств, коррозионной стойкостью, биосовместимостью и т. д. [1-5]. Вследствие этого сплавы TiNi могут быть использованы в технике, а особенно широко в медицине. В то же время для многих случаев применения, особенно в ответственных или малогабаритных изделиях, уровень механических и функциональных свойств, которыми обладают сплавы TiNi в обычном крупнозернистом состоянии, является недостаточным. Поскольку физико-механические свойства являются структурно-чувствительными, то для их повышения традиционно используют методы деформационно-термической обработки, позволяющие получать различные типы структур. Новые возможности в направлении регулирования физико-механических свойств металлов и сплавов открывает получение ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [6,7]. Известно, что термоциклирование (многократное охлаждение и нагрев соответственно ниже и выше точек мартенситного превращения) позволяет увеличить плотность дислокаций в сплавах TiNi в крупнозернистом состоянии. В результате последовательных циклов прямого и обратного мартенситного превращения в материале накапливаются остаточные дислокации, и происходит дополнительное измельчение микроструктуры. Представляет интерес, возможно ли путем термоциклирования дополнительно увеличить плотность дислокаций и измельчить микроструктуру в аморфизированных, нанокристаллических и ультрамелкозернистых состояниях. Термоциклическая стабильность свойств СПФ зависит от химического состава, предела текучести, величины приложенного напряжения и размера элементов конструкции. Термоциклирование эквиатомных сплавов TiNi в свободном состоянии приводит к изменению температур мартенситного превращения и изменению их последовательности [8-13]. Это связано с увеличением плотности дефектов, возникающих при охлаждении при прямом мартенситном превращении, сопровождающемся образованием высоких внутренних напряжений. Несмотря на большое количество исследований посвященных тематике термоциклических воздействий на сплавы TiNi, изменение стехиометрии сплава приводит к наличию особенностей в структуре и свойствах [14-16]. Данная работа посвящена исследованиям структурных особенностей и механического поведения сплава Ti_{49.4}Ni_{50.6} в крупнозернистом, ультрамелкозернистом и нанокристаллическом состояниях. Материалом настоящей работы является двухкомпонентный сплав системы TiNi - Ti_{49.4}Ni_{50.6}, производства США («Intrinsic Devices», г. Сан-Франциско). Сплав Ti_{49.4}Ni_{50.6} - застехиометрический, основная фаза TiNi, имеющая кристаллическую решетку B2 аустенита с ОЦК решеткой типа CsCl, и фаза, обогащенная никелем Ti₂Ni₃. Сплавы, обогащенные Ni, имеют температуры

мартенситных превращений близкие к температуре тела человека ($M_n = 11^\circ\text{C}$, $A_k = 42^\circ\text{C}$) и относятся к классу медицинских [3].

Для формирования твердого раствора на основе TiNi осуществляли закалку сплавов из области гомогенности (от 800°C) в воду. При последующем нагреве закаленных сплава $\text{Ti}_{49,4}\text{Ni}_{50,6}$ происходит распад твердого раствора с последовательным выделением избыточных фаз Ti_3Ni_4 , Ti_2Ni_3 , TiNi_3 . Средний размер зерна закаленного сплава составлял 200 мкм. Для формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры сплав TiNi был подвергнут 8 циклам по маршруту Вс при температуре 400°C при этом степень деформации ϵ заготовки составляла 6,4. В настоящей работе аморфизированные образцы сплава $\text{Ti}_{49,4}\text{Ni}_{50,6}$ были получены методом ИПДК в «канавке» при комнатной температуре с числом оборотов $n=5$ под давлением 6 ГПа. Последующим отжигом при температуре 400°C в них была сформирована НК структура с размером зерна 20 нм.

Для выявления микроструктуры в крупнозернистом состоянии использовали травитель следующего состава: 60% H_2O + 35% HNO_3 + 5% HF. Исследование микроструктуры проводилось на оптическом металлографическом микроскопе OLYMPUS GX51, тонкую структуру материала изучали при комнатной температуре на просвечивающем микроскопе JEOL JEM-2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ. Образцы в виде тонких фольг, вырезанных методом электроэрозионной резки, изготавливали с помощью двухсторонней струйной электролитической полировки на установке «Тепирол-5» в растворе 10 % хлорной кислоты и 90 % бутанола. Механические испытания на растяжение малых плоских образцов проводились при комнатной температуре со скоростью деформации $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на Instron 5982. Образцы в исходном крупнозернистом (КЗ), ультрамелкозернистом (УМЗ) и нанокристаллическом (НК) состояниях, подвергались термоциклированию с числом циклов «нагрев – охлаждение» n равное от 0 до 100 (представлены данные после максимального количества термоциклов). Циклы термоциклирования осуществлялись путем охлаждения до температуры жидкого азота (-196°C) и нагрева до 100°C - 150°C , что заведомо ниже и выше температур прямого и обратного мартенситного превращения M_s , A_s в КЗ состоянии в данных сплавах, $t_{\text{выдержки}} = 3$ мин. В сплаве $\text{Ti}_{49,4}\text{Ni}_{50,6}$ ПЭМ исследования показали, что РКУП формирует анизотропную фрагментированную структуру, с повышенной плотностью дислокаций. После ИПДК и отжига при температуре 400°C размер зерна в данном сплаве составляет около 30 нм. Размер зерна после термоциклирования заметно не изменился, однако в нанозернах можно наблюдать дислокации и двойники мартенсита. Исследования показали, что микротвердость УМЗ сплава в результате термоциклирования заметно повышается, по сравнению со значениями в КЗ состоянии. Это указывает на более интенсивное накопление дислокаций и дефектов при термоциклировании УМЗ сплава. При последующем отжиге при 400°C термоциклированного КЗ сплава его микротвердость понижается почти до исходных значений, когда после аналогичного отжига УМЗ сплава его микротвердость снижается, но остается значительно выше, чем в исходном состоянии. Микротвердость аморфизированного сплава в результате термоциклирования практически не изменилась, так как в аморфном материале мартенситные превращения не происходят. В то же время после термоциклирования НК сплава его микротвердость заметно повышается до 5400 МПа. Таким образом, в НК сплава TiNi, с размером зерна около 20 нм (при котором обычно считается, что превращение $B2 \rightarrow B19'$ подавлено) термоциклирование так же приводит к зарождению и накоплению дислокаций в нанозернах и увеличению микротвердости.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-72-00075). Механические испытания на растяжение выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УГАТУ. Авторы выражают благодарность за поддержку в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России для ФГБОУ ВО «УГАТУ»

(договор № 075-03-2021-014/4) в молодежной научной лаборатории «Металлы и сплавы, подвергающиеся экстремальным воздействиям».

ЛИТЕРАТУРА

1. K. Otsuka. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys / K. Otsuka, X. Ren // Prog. Mater. Sci. 2005. V. 50. Is. 5. pp. 511-678.
2. K. Yamauchi, Shape Memory and Superelastic Alloys: Technologies and Applications / K. Yamauchi, I. Ohkata, K. Tsuchiya, S.Miyazaki. - Woodhead Publishing, Cambridge, UK, 2011. 232 p.
3. L. Lecce, Shape Memory Alloy Engineering for Aerospace, Structural and Biomedical Applications / L. Lecce, A. Concilio. - Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 2015. 934 p.
4. J. Zhang. Leaf-like dislocation substructures and the decrease of martensitic start temperatures: a new explanation for functional fatigue during thermally induced martensitic transformations in coarse-grained Ni-rich Ti–Ni shape memory alloys / J. Zhang, C. Somsen, T. Simon, X. Ding, S. Hou, S. Ren, X. Ren, G. Eggeler, K. Otsuka, J. Sun // Acta Mater. 2012. V. 60. pp. 1999-2006.
5. M.L. Bowers. Characterization and modeling of defects generated in pseudoelastically deformed NiTi microcrystals / M.L. Bowers, X. Chen, M. De Graef, P.M. Anderson, M.J. Mills Scr. Mater. 2014. V. 78–79. pp. 69-72.
6. Pushin V.G., Gunderov D.V., Kourov N.I., Yurchenko L.I., Prokofiev E.A., Stolyarov V.V., Zhu Y.T., Valiev R.Z. Nanostructures and phase transformations in TiNi shape memory alloys subjected to severe plastic deformation. Ultrafine grained materials III, TMS, Charlotte: NC, USA. 2004. pp. 481-486.
7. Waitz T., Kazykhanov V., Karnthaler H.P. Martensitic phase transformation in nanocrystalline NiTi studied by TEM. Acta Mater., 2004, A.52, pp. 137-147.
8. P. Sedmak. Instability of cyclic superelastic deformation of NiTi investigated by synchrotron X-ray diffraction / P. Sedmak, P. Sittner, J. Pilch, C. Curfs // Acta Mater. 2015. V. 94. pp. 257-270.
9. T. Simon. On the multiplication of dislocations during martensitic transformations in NiTi shape memory alloys / T. Simon, A. Kröger, C. Somsen, A. Dlouhy, G. Eggeler // Acta Mater. 2010. V. 58. pp. 1850-1860.
10. G. Eggeler. Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys / G. Eggeler, E. Hornbogen, A. Yawny, A. Heckmann, M.Wagner // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 378. pp. 24-33.
11. J.I. Kim. Effect of nano-scaled precipitates on shape memory behavior of Ti-50.9at.%Ni alloy / J.I. Kim, S. Miyazaki // Acta Mater. 2005. V. 53. pp. 4545-4554.
12. R. Delville. Microstructure changes during non-conventional heat treatment of thin Ni-Ti wires by pulsed electric current studied by transmission electron microscopy / R. Delville, B. Malard, J. Pilch, P. Sittner, D. Schryvers // Acta Materialia. 2010. V.58. is.13. pp.4503-4515.
13. B. Kockar. Thermomechanical cyclic response of an ultrafine-grained NiTi shape memory alloy / B. Kockar, I. Karaman, J.I. Kim, Y. Chumlyakov, J. Sharp, C.-J. Yu // Acta Mater. 2008. V. 56. pp. 3630-3646.
14. S. Miyazaki. Effects of Several Factors on the Ductility of the Ti-Ni Alloy / S. Miyazaki, Y. Kohiyama, K. Otsuka, T.W. Duerig // Mater. Sci. Forum. 1990. V.56-58. pp. 765-770.
15. Liu Y., Liu Y., Van Humbeeck J. Two-way shape memory effect developed by martensite deformation in TiNi//Acta Mater. V. 47 №1, p. 199-209 (1999).
16. S. Miyazaki. Effect of cyclic deformation on the pseudoelasticity characteristics of Ti-Ni alloys / S. Miyazaki, T. Imai, Y. Igo, K. Otsuka // Metall. Trans. A. 1986. V. 17. pp. 115-120.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ДИФфуЗИОННО-ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ «МЕДЬ-ЦИНК»

Щербаков В.Г., Константинов В.М.

Белорусский национальный технический университет,

Минск, Беларусь

vg.stcherbakov@bntu.by, vm.konstantinov@bntu.by

Известно использование дисперсных отходов цветных металлов и сплавов для изготовления пористых фильтрующих материалов предварительным прессованием и последующим спеканием [1]. Под руководством проф. Капцевича В.М. разработана технология, использующая отходы для получения пористых фильтрующих материалов (ПФМ) [2]. Ранее исследовались структурные и гидродинамические свойства экспериментальных образцов из медных волокон, а также возможность создания истираемого уплотнительного материала из металлических волокон с высокими эксплуатационными свойствами [3,4]. Целесообразность использования отходов медного волокна для создания ПФМ не вызывает сомнения.

Однако, использование отходов медных волокон для указанного применения имеет ряд сложностей, ограничивающих применение. При прессовании и спекании, в процессе изготовления ПФМ, из-за низкой пластичности и высокой температуры процесса, необходимо использование специального оборудования, что существенно повышает ресурсо- и энергозатраты при производстве. Одним из возможных путей повышения пластичности и снижения температуры спекания медного волокна, при создании ПФМ, является предварительное диффузионное легирование (ДЛ) цинком [5–6], позволяющее формировать высокоцинковые слои на поверхности каждого отдельного волокна. По сути, речь идет о задании медно-цинкового сплава с переменной концентрацией цинка по сечению частицы. Анализ механических свойств двухкомпонентных латуней свидетельствует о потенциальной возможности повышения пластичности полученных волокон. Однако, в литературе, данных по изменению механических свойств медного волокна при формировании диффузионно-цинковых слоёв не обнаружено. Целью данной работы являлось нанодюрометрическое исследование микромеханических свойств диффузионно-легированных цинком медных волокон для оценки требуемого структурно-фазового состояния.

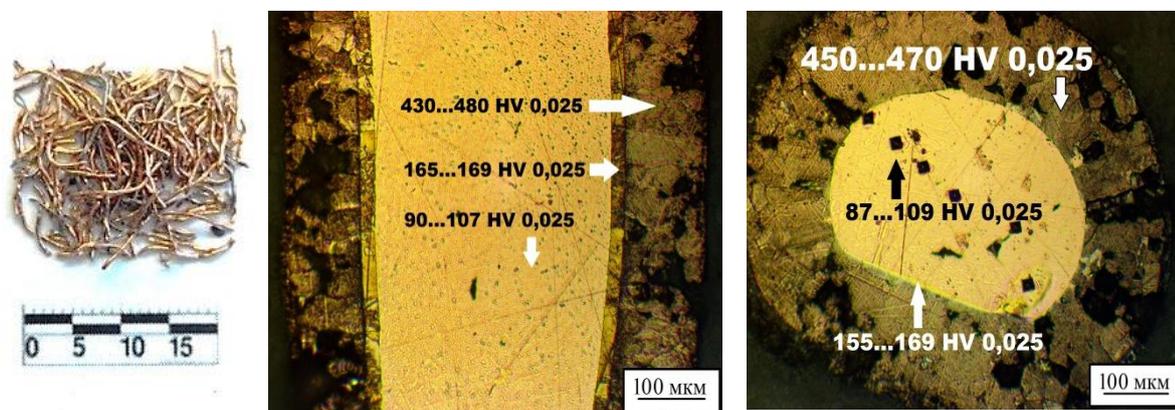
ДЛ медных отходов, сечением 315...400 мкм (Рис. 1, а) проводили на установке для ХТО металлических порошков [7]. Металлографические и микродюрометрические исследования проводили по общепринятым методикам (МИ-1, Leica DM2500 P, PMT-3 и DuraScan 20). Дополнительно были проведены исследования микромеханических свойств методом наноиндентирования по методике Оливера и Фарра [8-10]. Был использован прибор Nano Hardness Tester (NHT 2), фирмы CSM Instruments (Швейцария) с алмазным трехгранным индентором Берковича. Измерения и построения кривых нагрузки-разгрузки осуществлялись при максимальной нагрузке на индентор 50-100 мН. Химический состав определяли микрорентгеноспектральным анализом (VEGA II LMU). Исследование структурно-фазового состояния проводили на дифрактометре ДРОН-2.0.

В результате диффузионного легирования формируется цинксодержащий слой переменной концентрации цинка (рис.1). Металлографически хорошо дифференцируются три области, имеющие различную концентрацию цинка. Твердость медного ядра составляет 87...109 HV 0,025, тонкой прослойки толщиной 10...20 мкм – 155...169 HV 0,025, а твердость верхнего диффузионного цинкового слоя толщиной 70...80 мкм, составляет 430...480 HV 0,025 (Рис. 1, б, в). Твердость диффузионных слоев при наноиндентировании с нагрузками 0,03 и 0,05 Н существенно отличается по параметрам (Таблица 1).

Установлено, что нанотвердость (НТ) медного ядра после термодиффузионного цинкования составляет 1,1821...1.3973 ГПа (109,48...129,41 HV),

показатель упругого восстановления (H^2/E^*) находится в диапазоне 0,014...0,017. Показатель упругого восстановления/ упругая часть вдавливания (nIT) для медного ядра составляет 6,58...7,78 %.

Также определено, что нанотвердость (НIT) подслоя, состоящего из α - и β -латуни составляет 1,8638...4,3837 ГПа (172,61...405,98 HV), показатель упругого восстановления (H^2/E^*) находится в диапазоне 0,039...0,14. Показатель упругого восстановления/ упругая часть вдавливания (nIT) составляет 14,34...17,86 %.



а) – медное волокно после ; б) – микроструктура продольного сечения; в) – микроструктура поперечного сечения

Рисунок 1 – ДЛ цинком медное волокно

Нанотвердость (НIT) поверхностного слоя, состоящего из γ -латуни составляет 4,5773...7,2221 ГПа или 423,91...668,85 HV, показатель упругого восстановления (H^2/E^*) находится в диапазоне 0,143...0,305. Показатель упругого восстановления/ упругая часть вдавливания (nIT) для медного ядра составляет 23,18...25,34 %.

Таблица 1 – Микромеханические свойства диффузионных слоев на медном волокне

Слой	HV	$F_{m_{ax}}$, Н	h_{max} , мкм	S, Н/мкм	НIT, ГПа	EIT , ГПа	E_r , ГПа	E^* , ГПа	H^2/E^*	CIT, %	RIT, %	nIT , %
γ -phase	668,85	0,03	0,49	0,36	7,22	15,00	14,87	17,09	0,042	1,75	0,10	25,34
	423,91	0,05	0,75	0,50	4,57	12,86	12,99	14,65	0,031	1,86	0,10	23,18
$\alpha+\beta$ -phase	172,61	0,03	0,88	0,38	1,86	78,89	82,18	88,52	0,021	1,44	0,11	14,34
	405,98	0,05	0,77	0,48	4,38	12,04	12,25	13,72	0,032	2,29	0,10	17,86
Cu	129,41	0,03	1,00	0,55	1,39	10,05	10,20	11,20	0,012	2,07	0,11	7,78
	109,48	0,05	1,40	0,70	1,18	89,34	93,51	10,18	0,012	1,48	0,11	6,58

Анализ полученных данных свидетельствует о существенной разнице по сечению микромеханических свойств цинкованных медных волокон при переменной концентрации цинка. Традиционная микротвердость мало информативна. Повышение микротвердости к поверхности термодиффузионного слоя является ожидаемым и скорее отрицательным аспектом для повышения прессуемости медных волокон. Наноиндентирование обеспечивает получение существенно больше информации по микромеханическим свойствам. Комплекс полученных микромеханических показателей и данные фазового анализа позволили идентифицировать однофазную γ -область и двухфазную $\alpha+\beta$ -область. Именно область с преобладанием α фазы наиболее перспективна по микромеханическим свойствам для последующего прессования. Косвенные показатели свидетельствуют о повышении пластичности медно-цинкового сплава именно этой области. Экспериментальные результаты хорошо согласуются с литературными данными по однофазным и двухфазным латуням. Полученные данные позволяют оптимизировать концентрацию цинка после диффузионного легирования для повышения прессуемости медно-цинковых волокон.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Новые фильтрующие материалы и перспективы их применения / В.М. Капцевич [и др.]. – Минск, БГАТУ, 2008. – 232 с.
2. Капцевич В.М., Кусин Р.А., Корнеева В.К., Кривальцевич Д.И., Закревский И.В., Чугаев П.С., Самкевич В.В. Взаимосвязь структурных и гидродинамических свойств пористых волоконных материалов из медных отходов // Материалы докладов Междунар. симп. Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка. 23-25 марта 2011 г. / Под ред. П.А. Витязя. Минск, 2011, Ч. 1, с. 141–145.
3. Взаимосвязь структурных и гидродинамических свойств пористых волоконных материалов из медных отходов / В.М. Капцевич [и др.] // Материалы докладов Междунар. симп. Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка. В 2 ч. Ч. 1, 23–25 марта 2011 г. Ред. кол. П.А. Витязь. – Минск. – 2011. – С. 141–145.
4. Мигунов, В.П. Истираемый уплотнительный материал на основе волокон из медных сплавов / В.П. Мигунов, Д.П. Фарафонов, М.Л. Деговец // Труды ВИАМ. – 2014. – № 9. – С. 4.
5. Константинов В.М., Капцевич В.М., Щербаков В.Г., Корнеева В.К., Чугаев П.С. Опыт использования диффузионно-легированных отходов медных волокон при изготовлении пористых спеченных фильтрующих материалов // Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: материалы 13-й Междунар. науч.- техн. конф., Минск, 16-18 мая 2018 г. / Под ред. А.Ф. Ильющенко и др. Минск, Беларус. навука, 2018, с. 116–117.
6. Щербаков, В.Г. Особенности структурообразования при спекании диффузионно-легированных медных волокон цинком / В.Г. Щербаков // Литье и металлургия. – 2018. – № 4 (93). – С. 127 – 132.
7. Вращающаяся электрическая печь для химико-термической обработки сыпучего материала: пат. ВУ 15412 / В.М. Константинов, О.П. Штемпель, В.Г. Щербаков. – Оpubл. 28.02.12.
8. Oliver, W.C. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments / W. C. Oliver, G. M. Pharr. – Journal of Materials Research. – 1992. – Vol. 7, № 6. – p. 1564–1583.
9. Oliver, W.C. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology / W. C. Oliver, G. M. Pharr. – Journal of Materials Research. – 2004 – Vol. 19, № 1. – p. 3-20.
10. Головин, Ю.И. Наноиндентирование и механические свойства твердых тел в субмикроразмерах, тонких приповерхностных слоях и пленках (Обзор) / Ю.И. Головин. – Физика твердого тела. – 2008 – том 50, вып. 12. С. 2113–2142.

ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВЫЙ СИНТЕЗ СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb

Алимов И.А.

Тульский государственный университет,

Тула, Россия

e-mail:alimov.iwann@mail.ru

Для эффективной и длительной работы имплантатов материал для их изготовления должен быть биосовместим, т.е. обладать свойствами, подобными свойствам костной ткани. Понятие «биосовместимость» включает в себя биохимическую и биомеханическую совместимость. Первое определяется химической инертностью и безвредностью компонентов сплава по отношению к биологическим средам и тканям человека. Второе определяется идентичным поведением имплантата и костной ткани при механической нагрузке. С точки зрения биомеханической и биохимической совместимости перспективным является сплав Ti-18Zr-15Nb с однофазной структурой β -твердого раствора. Сплав состоит из биоинертных элементов и, благодаря развитию мартенситного превращения термоупругого типа, имеет величину модуля упругости близкую к значениям модуля упругости кости.

Основной технологией получения сплавов Ti-18Zr-15Nb является плавка исходных компонентов с последующей кристаллизацией слитка [1,2]. Высокая тугоплавкость, большая разница в температурах плавления компонентов, а также ликвационные процессы серьезно усложняют процесс плавки. Порошковая металлургия, заключающаяся в гидридно-кальциевом синтезе с последующей консолидацией порошков в этом случае является перспективной технологией, поскольку она исключает плавление исходных компонентов и связанные с этим проблемы. В работах [3,4] показано, что процесс сплавообразования при гидридно-кальциевом синтезе начинается при температуре 1200 °С, что обусловлено диффузионным взаимодействием восстановленных металлов в среде жидкого кальция. Кинетика диффузионных процессов, развивающихся в сплаве при этой температуре ранее не исследована.

Таким образом, целью настоящей работы является определение временных условий получения однофазного сплава Ti-18Zr-15Nb при температуре гидридно-кальциевого синтеза 1200 °С.

Продолжительность гидридно-кальциевого синтеза при температуре 1200 °С варьировали от 2 до 12 часов. Определение фазового состава полученных порошков проводили на дифракционном спектрометре ДРОН-3 с использованием $\text{CuK}\alpha$ -излучения.

На рисунке 1 показан фрагмент типичного дифракционного спектра.

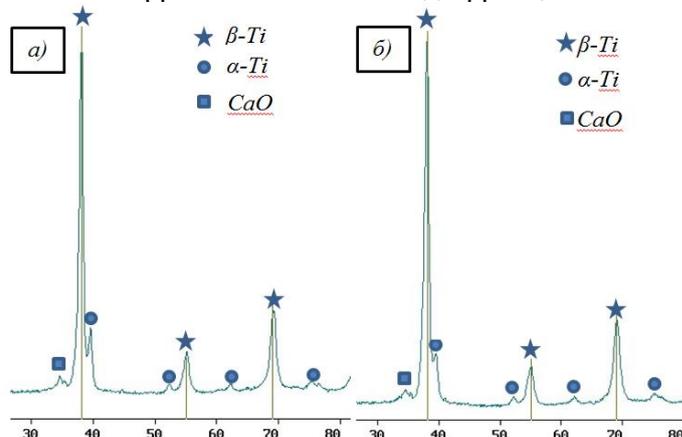


Рисунок 1 – Дифрактограммы порошков сплава Ti-18Zr-15Nb, полученных в результате гидридно-кальциевого синтеза 1200 °С, а) 2 ч, б) 4 ч

Как видно из рисунка 1, сплав Ti-18Zr-15Nb после гидридно-кальциевого синтеза является двухфазным. Структура сплава состоит в основном из β -твердого раствора на основе титана. Можно выделить рефлексы от α -Ti, интенсивность которых снижается по мере увеличения продолжительности реакции. Отмечено также незначительное количество оксида кальция, обусловленное, по-видимому, недостаточной промывкой порошка. Рассчитанный период решётки твёрдого раствора на основе β -Ti составил, $a=0,3353\text{нм}$.

На рис. 2 приведено изменение количества β -фазы по мере увеличения продолжительности выдержки при 1200 °С.

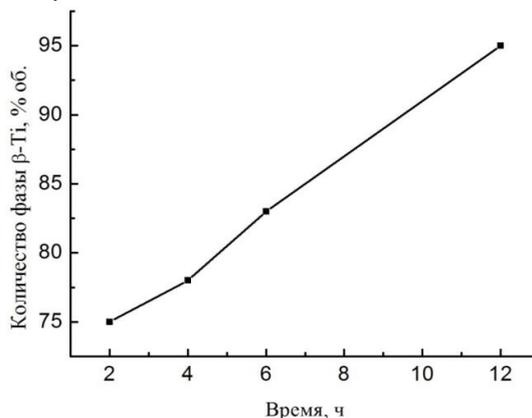


Рисунок 2 -Влияние времени выдержки гидридно-кальциевого синтеза на количество фазы β -Ti (остальное α -Ti) в сплаве Ti-18Zr-15Nb

Из рисунка 2 видно, что после 2 часов выдержки количество основной фазы β -Ti находится на уровне 75 %. Дальнейшее повышение времени выдержки способствует увеличению количества основной фазы по линейному закону. После 12 часов выдержки наблюдается формирование продукта, состоящего на 95 % из одной фазы на основе β -Ti, что можно считать удовлетворительным для обеспечения функциональных свойств. Мы предполагаем, что такое сплавообразование Ti-18Zr-15Nb при 1200 °С контролируется диффузионными процессами, происходящими во время синтеза. Поскольку металлы Ti, Zr, Nb имеют ограниченную растворимость в среде жидкого кальция, это затрудняет образование трехкомпонентного твёрдого раствора по механизму растворение-кристаллизация. Для более полного завершения этих процессов необходимо проводить изотермические выдержки более 12 часов.

Таким образом, для получения однофазного сплава Ti-18Zr-15Nb в ходе гидридно-кальциевого синтеза при 1200 °С необходимо использовать изотермические выдержки не менее 12 часов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-23-20124, <https://rscf.ru/project/22-23-20124/> и региона (Комитет Тульской области по науке и инноватике)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Konopatsky A. S., Dubinskiy, S. M., Zhukova, Y. S., Sheremetyev, V., Brailovski, V., Prokoshkin, S. D., Filonov, M. R.. Ternary Ti-Zr-Nb and quaternary Ti-Zr-Nb-Ta shape memory alloys for biomedical applications: Structural features and cyclic mechanical properties //Materials Science and Engineering: A. – 2017. – Vol. 702. – pp. 301-311.
2. Конопацкий А.С., Дубинский С.М., Жукова Ю.С., Инаекян К., Браиловский В., Прокошкин С.Д., Филонов М.Р. Экспериментальный поиск химических составов сверхупругих титановых сплавов с повышенными функциональными свойствами // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. - №6. – С. 3 – 9.
3. Касимцев А.В., Левинский Ю.В. Гидридно-кальциевые порошки металлов, интерметаллидов, тугоплавких соединений и композиционных материалов. М.: изд-во МИТХТ, 2012. 248 с.
4. Порошковая металлургия сталей и сплавов / Дзনেладзе Ж.И., Щеголева Р.П., Голубева Л.С. и др. – М.: Металлургия, 1978. – 264 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗГИБА ДВУХСЛОЙНОЙ ПЛАСТИНЫ СО СЛОЯМИ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ПОД ДЕЙСТВИЕМ РАСТЯГИВАЮЩЕЙ СИЛЫ И ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ

Волков А.Е.¹, Волкова Н.А.², Вуколов Е.А.¹

¹Санкт-Петербургский Государственный Университет,
Санкт-Петербург, Россия

²Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет)
e-mail: a.volkov@spbu.ru

Рассмотрена двухслойная пластина. Верхний слой – функциональный (никелид титана $Ti_{50}Ni_{50}$), нижний слой – упругопластический (сталь). Определяющие соотношения для СПФ задаются микроструктурной моделью, позволяющей найти приращение деформации (в приближении малых деформаций), вызванное произвольными приращениями напряжения и температуры. Эволюционные уравнения для расчета приращений деформации и внутренних переменных сформулированы на основе экспериментальных данных о кинетике мартенситного превращения и с учетом кристаллографических особенностей превращения и равновесной термодинамики. Распределения напряжений и фаз по толщине балки рассчитывали, решая для заданных малых приращений растягивающей силы и изгибающего момента краевую задачу механики деформируемого твердого тела. Учитывали изгибающий момент, создаваемый осевой силой на прогибе пластины. Применяли упрощающие гипотезы Бернулли. Температуру считали однородной по толщине пластины.

Расчет производили для нагружения пластины по схеме, показанной на рис. 1. Длина пластины 20 мм, ширина 10 мм. Толщины слоев: верхний (никелид титана) – 1.0 мм, нижний (сталь) – 0.2 мм.

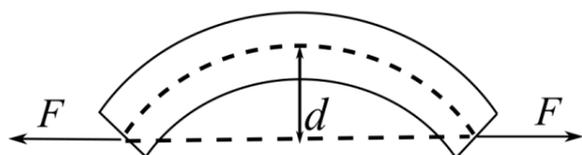


Рисунок 1 - Схема нагружения пластины. Верхний слой – никелид титана, нижний – сталь, d – прогиб пластины при изгибе.

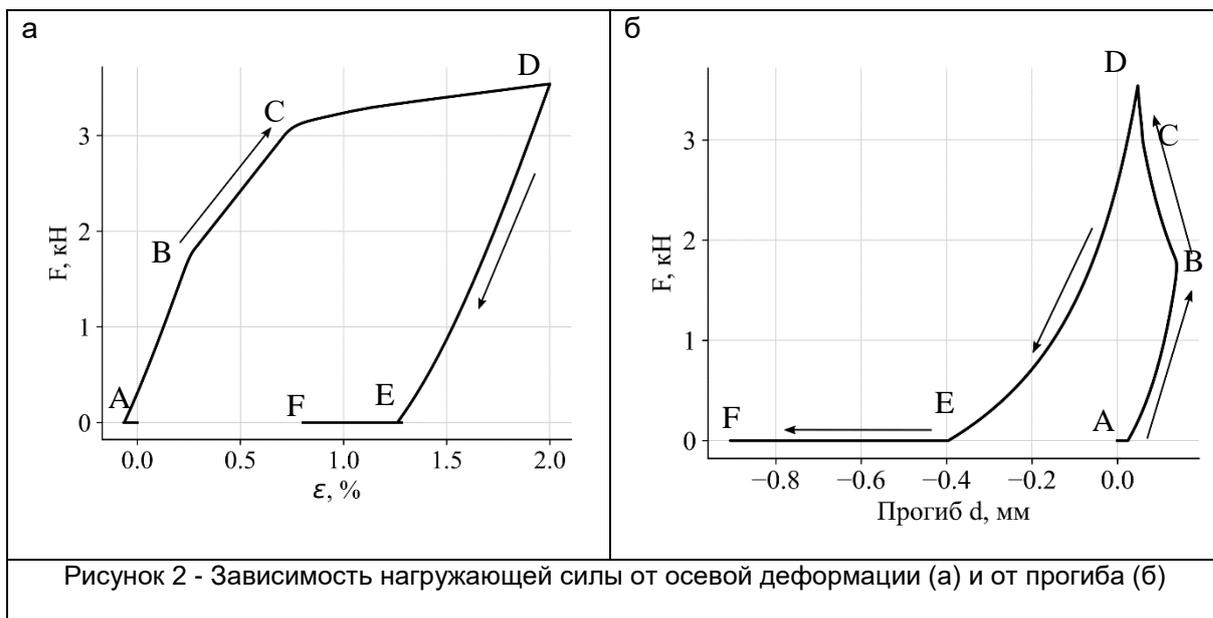
Характеристические температуры никелида титана: $Mf = 303$ К, $Ms = 323$ К, $As = 340$ К, $Af = 360$ К, скрытая теплота превращения $q_0 = -160$ МДж/м³. Модуль Юнга аустенита 78 ГПа, мартенсита 28 ГПа. Характеристики упругопластического слоя: модуль Юнга 200 ГПа, предел текучести 400 МПа, коэффициент упрочнения 2 ГПа.

Численный эксперимент проводили по схеме:

1. Охлаждение до 300 К – переход функционального слоя в мартенситное состояние.
2. Растяжение силой F до значения продольной деформации пластины 2%.
3. Разгрузка.
4. Нагревание до температуры 380 К – аустенитное состояние.
5. Охлаждение до температуры 300 К.

Результаты расчета показаны на рис.2. На начальном этапе растяжения (участок АВ) ввиду различия модулей упругости стали и никелида титана деформация (на этом участке только упругая) стального слоя меньше, чем деформация функционального слоя. Из-за этого пластина изгибается с прогибом в сторону функционального слоя (вверх). После перехода стали в состояние пластичности темп

нарастания деформации стального слоя увеличивается, что вызывает убывание прогиба (участок BCD на рис. 2б).



После достижения напряжением в слое TiNi фазового предела текучести темп нарастания удлинения пластины возрастает (участок CD на рис.2а). При разгрузке неупругая деформация функционального слоя, вследствие более низкого модуля упругости, убывает на большую величину, что приводит к дальнейшему нарастанию прогиба в сторону стального слоя вниз (участок DE на рис.2б). Затем, при нагреве, вследствие проявления эффекта памяти формы, происходит убывание деформации функционального слоя (возврат фазовой деформации), что приводит к дальнейшему увеличению прогиба пластины вниз.

Выполненные расчеты показывают, что разработанный алгоритм позволяет решать краевые задачи комбинации чистого изгиба с растяжением многослойной пластины, содержащей слои из сплава с памятью формы. Сложные зависимости прогиба пластины от нагружающей силы и температуры обусловлены различием термомеханических характеристик слоев, неоднородностью поля напряжений и закономерностями фазовых превращений в СПФ.

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМАХ С РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНЬЮ ВЗАИМНОЙ РАСТВОРИМОСТИ НА ДИФфуЗИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ В СПЛАВАХ WCr И WTa

Неласов И.В.

*Институт проблем химической физики РАН,
Черноголовка, Россия
e-mail: nelasov@icp.ac.ru*

Диффузионные характеристики в многокомпонентных или высокоэнтропийных сплавах играют важную роль при прогнозировании их термостабильности. В то же время процессы локального упорядочения в таких сплавах могут оказывать существенное влияние на коэффициенты диффузии. В работе проведена оценка данного влияния и отработаны методики характеристики диффузионных и термодинамических характеристик при компьютерном моделировании на примере двухкомпонентных систем WTa и WCr. Методами молекулярной-динамики в сочетании с методом Монте-Карло получены термодинамически равновесные состояния исследуемых систем и рассчитаны их диффузионные характеристики. Расчеты проводились для диапазона температур 1500-3300K в системе WTa (потенциалы межатомных взаимодействий [1]) и 1500-2200K для системы WCr [2]. Методика расчёта диффузионных характеристик основана на наших предыдущих работах [3-5]. При моделировании использовался программный пакет lammps [6].

Рассчитанные параметры уравнения Аррениуса для диффузии по вакансионному механизму для случая случайного расположения атомов в системе и для термодинамически равновесного случая приведены в таблице.

	D_0 вак, м ² /с	E, эВ	D_0 вак, м ² /с	E, эВ
	Исходная структура		Равновесная структура	
WTa (W)	$1,7 \cdot 10^{-10}$	$1,8 \pm 0,$	$2,3 \cdot 10^{-11}$	$1,3 \pm 0,1$
WTa (Ta)	$6,9 \cdot 10^{-15}$	$1,3 \pm 0,1$	$1,8 \cdot 10^{-10}$	$1,5 \pm 0,1$
WCr (W)	$2,5 \cdot 10^{-10}$	$0,91 \pm 0,07$	$9,5 \cdot 10^{-12}$	$0,6 \pm 0,2$
WCr (Cr)	$2,3 \cdot 10^{-9}$	$1,2 \pm 0,1$	$7,3 \cdot 10^{-10}$	$1,0 \pm 0,1$

Полученные значения коэффициентов диффузии для вольфрама, в системе WCr, после перехода системы в состояние характеризующиеся минимумом потенциальной энергии в пределах погрешности совпадают с таковыми как полученными из эксперимента, так и рассчитанными другими авторами [7,8].

Отмеченное в модельном диффузионном эксперименте изменение коэффициентов диффузии в следствии локального атомного упорядочения, требует учета при прогнозировании диффузионных характеристик, а как следствие эволюции, определяемых ими, физико-механических свойств многокомпонентных, в том числе высокоэнтропийных сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Государственного задания ИПХФ РАН, N госрегистрации АААА-А19-119111390022-2.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Chen Y. et al. Development of the interatomic potentials for W-Ta system //Computational Materials Science. – 2019. – Т. 163. – С. 91-99.

2. G. Bonny, N. Castin, J. Bullens, A. Bakaev, T.C.P. Klaver, and D. Terentyev (2013), "On the mobility of vacancy clusters in reduced activation steels: an atomistic study in the Fe-Cr-W model alloy", *Journal of Physics: Condensed Matter*, 25(31), 315401.
3. Lipnitskii A. G., Nelasov I. V., Kolobov Yu R. Molecular dynamics study of grain boundary self-diffusion in hcp and bcc nanocrystalline titanium // *Physical mesomechanics*. – 2013. – Т. 16. – №. 1. – С. 67-73.
4. Lipnitskii A. G., Maksimenko V. N., Nelasov I. V. Method of molecular dynamics investigation of diffusion in solid solutions with consideration of ordering effects on the example of V50W50 and V90W10 alloys // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – IOP Publishing, 2021. – Т. 1014. – №. 1. – С. 012021.
5. Lipnitskii A. G. et al. Interatomic potential for the simulation of diffusion processes in tungsten // *AIP Conference Proceedings*. – AIP Publishing LLC, 2019. – Т. 2167. – №. 1. – С. 020197.
6. LAMMPS - A flexible simulation tool for particle-based materials modeling at the atomic, meso, and continuum scales, *Comp. Phys. Comm.* 271, 108171 (2022).
7. Nguyen-Manh D. et al. First-principles models for phase stability and radiation defects in structural materials for future fusion power-plant applications // *Journal of Materials Science*. – 2012. – Т. 47. – №. 21. – С. 7385-7398.
8. Satta A., Willaime F., de Gironcoli S. Vacancy self-diffusion parameters in tungsten: Finite electron-temperature LDA calculations // *Physical Review B*. – 1998. – Т. 57. – №. 18. – С. 11184.

**ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
НАНОСТРУКТУРНЫХ НИКЕЛЯ И МЕДИ**

Царенко Ю.В.¹, Рубаник В.В.¹, Дородейко В.Г.², Wang J.T.³, Liu Y.W.³

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,

²ЗАО «Медицинское предприятие Сатурн»

г.Витебск, Беларусь

³Нанкинский университет науки и технологии,

г.Нанкин, КНР

*E-mail: labpt@vitebsk.by

Формирование ультрамелкозернистой и нанокристаллической структур методами интенсивного пластического деформирования (ИПД) оказывает значительное, а иногда коренное влияние на деформационное поведение и механические свойства металлов и сплавов, что позволяет считать ИПД весьма перспективным методом управления структурой и свойствами.

Объемные наноструктурные образцы никеля и меди были получены методом ИПД по методике, представленной в работах [1, 2]. Для обработки наноструктурного никеля и меди путем ультразвукового воздействия с точки зрения эффективности использован способ, в котором обработка образцов осуществляется в пучности напряжений стоячей волны волновода в закрепленном состоянии [3].

Ультразвуковая обработка (УЗО) образцов проводилась с амплитудой знакопеременных напряжений от 17,5 до 100 МПа. При проведении УЗО образцов контролировали температуру волновода, при максимальных значениях знакопеременных напряжений его температура не превышала 60 °С. Время УЗО образцов составляло 30с.

Установлено, что предел прочности образцов наномеди без УЗО несколько выше, чем после УЗО с амплитудой напряжений 17,5 МПа. Относительное удлинение при этом образцов, испытанных растяжением после УЗО, имеет более высокие значения - до 16 %. Относительное удлинение отожженных образцов меди превышает 50 %, предел прочности при этом не достигает 250 МПа.

Исследования показали, что предел прочности образцов наноникеля без УЗО несколько выше, чем после обработки ультразвуком. Следует отметить, что уровень прочностных свойств для никеля выше 1200 МПа является высоким результатом. Относительное удлинение при этом образцов, испытанных растяжением после УЗО, имеет более высокие значения, достигая 11 %. В то время как у образцов без УЗО эта величина составляет около 7,5 %.

Микротвердость образцов определяли методом микро-Виккерса на приборе типа HVS-1000Z (TIME Group Inc.). Показано, что при малых амплитудах напряжений ультразвука (до 17,5 МПа) наблюдается заметный рост микротвердости наноструктурных образцов как меди, так и никеля, а дальнейшее увеличение интенсивности ультразвуковой обработки до 100 МПа приводит к снижению микротвердости.

Представляет интерес поведение обработанных ультразвуком наноструктурных образцов при последующем отжиге. Известно, что степень неравновесности поликристалла оказывает значительное влияние на его термическую стабильность. Ввиду этого, УМЗ и НК металлы, полученные ИПД и характеризующиеся неравновесной структурой границ зерен, обладают низкой термостабильностью структуры и свойств. Снижение избыточной энергии границ зерен, их кривизны замедляют рост зерен.

Из рисунка 1 видно, что нагрев до 120 – 150 °С незначительно снижает значение микротвердости образцов наномеди независимо от вида обработки, что может быть связано с процессами возврата.

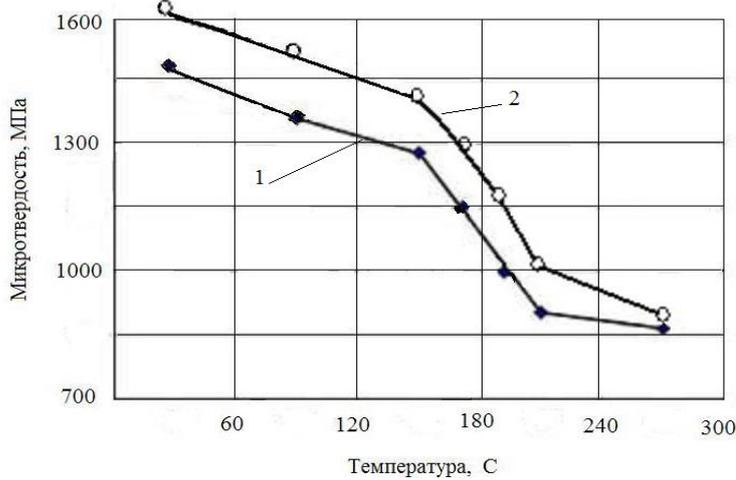


Рисунок 1 - Изменение микротвердости образцов наномеди после нагрева: 1 - без УЗО; 2 - после УЗО 17,5 МПа

После отжига при 180 – 220 °С микротвердость образцов снижается существенно, более чем на 30% по сравнению с микротвердостью исходных образцов меди. Повышение температуры отжига до 270 °С приводит к дальнейшему снижению микротвердости и к приближению ее до значений, характерных для отожженной меди. Из графика видно, что наибольшая термическая устойчивость образцов наномеди наблюдается после ультразвуковой обработки при амплитуде механических напряжений 17,5 МПа., т.е. после УЗО наблюдается повышение термостабильности примерно на 30 - 40 °С. Однако этот результат не коррелирует с зависимостью эффекта снижения внутренних напряжений от амплитуды УЗО. В противном случае следовало бы ожидать максимального увеличения термостабильности после УЗО с амплитудой 100 МПа. Поэтому нельзя утверждать, что единственным фактором, оказывающим влияние на термостабильность наномеди, является степень неравновесности границ зерен и наличие дальнедействующих напряжений, создаваемых ими. Возможно, необходимо учитывать образование вакансий при воздействии ультразвука на материал. Повышение числа вакансий и их кластеров, очевидно, вносит свой вклад в изменение термостабильности наноматериала.

Результаты исследований физико-механические свойства наноструктурных образцов никеля и меди показали, что после УЗО наблюдается повышение пластических свойств и незначительное снижение предела прочности. Установлено, что при малых амплитудах напряжений ультразвука до 17,5 МПа наблюдается заметный рост микротвердости наномеди и наноникеля. Дальнейшее увеличение интенсивности УЗО до 100 МПа приводит к снижению микротвердости, а также повышению термостабильности образцов наноструктурной меди примерно на 30 - 40 °С.

Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект T19КИТГ-003).

ЛИТЕРАТУРА

1. Principles of severe plastic deformation using tube high-pressure shearing/Wang, J.T.; Li, Z.; Wang, J.; Langdon, T.G. // Scr. Mater. - 2012, Vol. 67. – pp. 810-813.
2. Investigation on the Strain Distribution in Tube High-Pressure Shearing /Z. Li, Y. Liu, Y. B. Zhu, S. Wang, K. Lin, J. Q. Tao and J. T. Wang // Metals 2019, 9, 1117 pp. 1–2.
3. Ультразвуковая обработка нанометаллов, полученных деформационными методами /Ю.В.Царенко, В.В. Рубаник, В.Ф. Луцко, В.Г. Самолетов, J.T.Wang, Y.Liu // Актуальные проблемы прочности: материалы междунар. науч. конф., Витебск, 25-29 мая 2020 года / под ред. В.В. Рубаника. - Молодечно: Победа, 2020. - С.366-368.

**ПЕРСПЕКТИВЫ ДИНАМИЧЕСКОГО ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА
ПРИМЕРЕ КОМПОЗИЦИЙ ОРГАНИКА - НЕОРГАНИКА**

Цебрук И.С., Винокуров С.А., Классен Н.В.
*Институт физики твердого тела Российской академии наук,
г. Черноголовка, Россия,
klassen@issp.ac.ru*

Композиции органики и неорганики получают все более широкие применения в оптоэлектронике, новых типах солнечных батарей и микроэлектронных устройствах. Интерес к таким гибридам определяется и их новыми функциональными возможностями, и значительно пониженной себестоимостью по сравнению с классическими полупроводниками. При производстве традиционных полупроводниковых элементов применяются дорогостоящие высокотемпературные и высоковакуумные процессы, а изготовление их органических заменителей этого не требует. Кроме того, за счет пониженной энтропии полимерных молекул их самоорганизация в сверхструктуры с требуемой для технических применений морфологией происходит значительно проще. Поэтому при изготовлении электронных и оптических компонентов из гибридов органика-неорганика возможно замещение дорогостоящих литографии и термодиффузии управляемой самоорганизацией. Процесс управляемой самоорганизации в конденсированных средах, заключающийся в спонтанном образовании регулярных сверхструктур при достаточно сильных отклонениях системы от равновесия, базируется на основном правиле неравновесной термодинамики – принципе минимума производства энтропии, установленном полвека назад одним из основоположников неравновесной термодинамики И. Пригожиным. Физический смысл этого принципа прост и состоит в том, что если отклонение какой – либо системы от состояния равновесия превышает некоторый порог, то она в своем стремлении найти новое равновесное положение выбирает такие пути движения к нему, когда потери затрачиваемой энергии на нагрев (означающие по существу сопротивление трения) будут минимальны.

В данной работе исследуется динамическое формирование сверхструктур, перспективных для применений в оптике, микроэлектронике, энергетике, радиационном мониторинге, посредством деформационно-химических процессов, означающих в данном случае сочетание химических реакций с деформационными, электрическими, лазерными воздействиями на композиции из органических и неорганических материалов. Указанные воздействия имели силовой характер, т.е. подвергаемые им материалы испытывали настолько сильные отклонения от равновесия, что их поведение следовало не законам равновесной термодинамики, а указанному выше правилу термодинамики неравновесной в виде принципа минимума производства энтропии. Одно из практических следствий этого принципа состоит в сверхструктурной самоорганизации, когда при динамическом формировании, осуществляемом силовыми воздействиями, в подвергаемой этим воздействиям системе для минимизации потерь на производимое трением тепло в ней формируются регулярные сверхструктуры, обеспечивающие эту минимизацию. В наших экспериментах применялись методики формирования игольчатых и дендритных микрокристаллов бромида лантана, йодида и сульфата цезия из водных растворов в электрическом поле с добавлением раствора полистирола в бензоле, вытягивания волокон из раствора полистирола в бензоле с введенными в него наночастицами йодида цезия или игольчатыми и дендритными микрокристаллами кристаллами бромида лантана, йодида и сульфата цезия. Кроме того, использовалась методика шариковой обкатки диэлектрических кристаллов йодида цезия и хлорида калия, ряда полупроводников и металлов с нанесенными на их поверхность суспензиями полимеров, углерода, неорганических наночастиц, а также шариковой и роликовой обкатки полимерных пластин с нанесенными на их поверхность неорганическими нано- и микрочастицами.

Было обнаружено сильное влияние электрического поля величиной порядка 100 В/см на кристаллизацию указанных выше неорганических кристаллов из водных растворов. При наложении поля в растворах быстро формировались игольчатые или периодические дендритные микрокристаллы бромида лантана, йодида и сульфата цезия. Добавление в эти растворы раствора полистирола в бензоле приводило к образованию композиционных связей этих микрокристаллов с органическими материалами. Это выражалось, в частности, в стабилизации микроигл и микродендритов бромида лантана. Этот кристалл в обычном состоянии, оказавшись на воздухе, из-за своей высокой гигроскопичности в течение нескольких минут пропитывается молекулами воды, что заметно изменяет его форму. В то же время иглы и дендриты бромида лантана после взаимодействия с раствором полистирола на открытом воздухе свою форму стабильно сохраняют.

Признаки сильного взаимодействия этих кристаллов с полистиролом отчетливо проявляются при электронной микроскопии и инфракрасной спектроскопии микроволокон полистирола с наполнителями из их нано- или микрочастиц. Электронная микроскопия боковой поверхности микроволокна полистирола с введенными в него наночастицами йодида цезия отчетливо выявляет отверстия диаметром порядка 5 нм, соответствующие выходам наружу наноканалов, образованных газообразным продуктом химической реакции между наночастицами йодида цезия и полистирола. Инфракрасная спектроскопия пропускания этого микроволокна в области колебаний фенильных групп (модифицированных бензольных колец) показывает сильное увеличение поглощения этой группы в спектральной области 550 – 570 см. Это указывает на сильную связь указанных колец с наночастицами йодида цезия, которое, например, может быть обусловлено активным взаимодействием йода с двойными межуглеродными связями. Следует заметить, что и других композициях галоидных кристаллов с полистиролом выявляются признаки сильных взаимодействий, индуцированных отклонениями от равновесия деформированием или электрическим полем. В частности, налицо образование нового материала, являющегося соединением бромида лантана с полистиролом. Отличительная черта этого материала – многократное ослабление гигроскопичности. Бромид лантана склонен к активному стягиванию молекул воды (до семи молекул воды на одну молекулу бромида). В то же время игольчатые микрокристаллы бромида лантана, образованные из водного раствора приложением к нему электрического поля, после контакта с раствором полистирола в бензоле становятся практически невосприимчивы к атмосферной влаге, стабильно сохраняя внешнюю форму во влажном воздухе в течение многих часов. Этот результат позволяет формировать новые высокоразрешающие и высокочувствительные радиационные детекторы с сохранением рекордных детекторных параметров бромида лантана, но без его главных недостатков – аномальной гигроскопичности и хрупкости.

Наряду с формированием изделий с улучшенными параметрами внедрением в полимерные матрицы неорганических наполнителей представлены перспективные результаты по формированию новых функциональных материалов внедрением органических веществ типа полистирола или биополимеров (белков, хитозана) в неорганические матрицы путем шариковой обкатки. Ранее опубликованные на эту тему результаты по механическому упрочнению и антикоррозионной защите металлов дополнены увеличением трещиностойкости хрупких изделий внедрением в их приповерхностные слои органических полимеров, существенно повышающих локальную вязкость приповерхностного слоя. Представлены результаты по формированию в приповерхностных слоях нового типа электронных материалов с периодически модулированными микрообластями электронной и дырочной проводимости. Принципиально новым является возможность образования шариковой обкаткой зоны с радикально измененными электронными или оптическими свойствами не непосредственно у поверхности (как получается при термодиффузионном внедрении инородных примесей), а на заданной глубине и с возможностью микропериодической модуляции.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ АНИЗОТРОПНОЙ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,

г. Екатеринбург, Россия.

pufov@imp.uran.ru ; drago@imp.uran.ru

Введение

В современных анизотропных электротехнических сталях (АЭС) создание острой кристаллографической и магнитной текстур повышает магнитную индукцию. Для этого использованы обычные металлургические методы совершенствования структуры и свойств, например, создание острой ребровой (110)[001] кристаллографической текстуры при оптимальном химическом составе и пластичности, изготовление ленты оптимальных толщин, соответствующих минимуму полных магнитных потерь в заданном режиме перемагничивания, уменьшение содержания вредных примесей и неоднородных внутренних напряжений. Однако при этом формируются крупные кристаллиты (до 50 мм), магнитные домены, и, как следствие этого, растут вихретоковые (P_v) магнитные потери (до 85% от полных). Для решения этой проблемы требуется оптимизация магнитной доменной структуры, путем изменения соотношения объемов магнитных фаз, уменьшением ширины полосовых доменов, создания дополнительных зародышей перемагничивания и увеличения активности движения доменных границ [1,2].

Материалы и методика эксперимента

Для исследования использовали Эпшейновские стальные полосы толщиной 0,3 мм при индукции 1,7 Тл и частоте перемагничивания 50 Гц, магнитные потери составляли стандартную величину 1,33 Вт/кг (ГОСТ 21427.1–83).

Исследования показали, что наиболее перспективными способами управления доменами и свойствами АЭС являются деформационно-текстурирующие воздействия: создание одноосного растяжения, магнитоструктурных барьеров и эффекта термомагнитной обработки (ТМО).

Одним из эффективных способов сужения доменов и снижения магнитных потерь является создание в ферромагнетике структурных барьеров, то есть поперечно ориентированных узких участков, отличающихся по структуре от основного материала [3]. На них сосредоточиваются магнитные заряды, приводящие к ограничению размеров основных доменов, а также к появлению замыкающих областей – зародышей перемагничивания. Действенным методом создания барьеров является локальная лазерная обработка (ЛЛО), деформирующая материал резким нагревом и охлаждением. Она обеспечивает наряду с дроблением доменов и продольное растяжение ферромагнетика [4]. Экспериментально обнаружено возрастание эффекта ЛЛО с 10–15 % до 20–25 % за счет усиления магнитной одноосности трёхосных и аморфных ферромагнетиков термомагнитной обработкой в переменном магнитном поле (ТМО) [5]. Эффект связан с наведением одноосной магнитной анизотропии ближнего порядка, увеличивающей объём полосовой доменной структуры, и с дестабилизацией границ магнитных доменов.

Новая концепция ТМО, раскрывающая механизм обработки материалов на основе учёта процессов их деформационного старения, позволяет прогнозировать эффективность данного воздействия. При последующей операции – локально лазерной обработке выявлено существование оптимальной плотности энергии облучения (приводящей к минимуму P_v) и ее вариаций по длине ленты (~10%), связанных с нестабильностями излучения, свойств материала и состояния его поверхности.

Для оптимизации эффекта снижения потерь в различных участках неоднородной АЭС разработаны методы контроля магнитных характеристик,

позволяющие определять эффект лазерного воздействия и корректировать режим обработки. Среди опробованных методов неразрушающего контроля наиболее пригодными для движущейся ленты материала оказался вариант с использованием феррозондовой аппаратуры. Реализация феррозондового контроля связана с обнаруженной корреляцией (рис. 2) между изменениями магнитных потерь $P_{1,7/50}$ (при амплитуде $B \sim 1,7$ Тл и частоте $f \sim 50$ Гц) и снижением магнитной индукции B_{100} (индукция в поле 100 А/м), соответствующим увеличению магнитного поля рассеяния H_p в зонах лазерного воздействия, при управлении плотностью энергии излучения CO_2 -лазера.

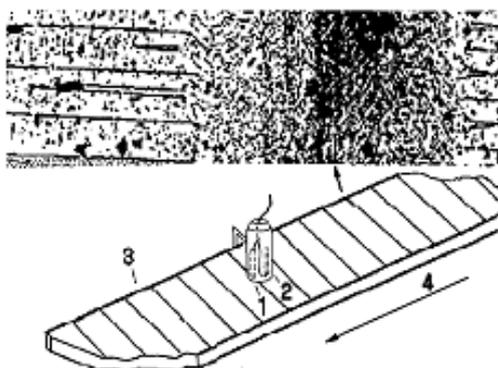


Рисунок 1 - Участок магнитных доменов вблизи зоны локального лазерного воздействия и положение магниточувствительных элементов 1 и 2 феррозонда над лентой стали 3.

При ЛЛО выявлено существование оптимальной плотности энергии облучения (приводящей к минимуму P_v) и ее вариации по длине ленты ($\sim 10\%$), связанные с нестабильностью излучения, свойств материала и состояния его поверхности [5]. Поэтому для оптимизации эффекта снижения потерь в каждом участке неоднородной АЭС необходим контроль ее магнитных характеристик с помощью устройства, позволяющего не только определять эффект лазерного воздействия, но и корректировать режим обработки.



Рисунок 2 - Зависимость величины магнитной индукции B_{100} и магнитных потерь $P_{1,7/50}$ от интенсивности локального лазерного воздействия

Среди опробованных методов неразрушающего контроля, наиболее пригодным для движущейся ленты материала оказались магнитоиндукционные – феррозондовый и ваттметровый методы [6,7]. Феррозондовый контроль основан на обнаруженной корреляции между изменениями магнитных потерь $P_{1,7/50}$ (амплитуда $B \sim 1,7$ Тл, $f \sim 50$ Гц) и снижением магнитной индукции B_{100} (индукция в поле 100 А/м), соответствующим увеличению магнитного поля рассеяния H_p , при варьировании плотности энергии излучения CO_2 -лазера. Способ соединения феррозондовых элементов позволяет измерять горизонтальный градиент вертикальной составляющей H_p , четко выявляя зоны воздействия ЛЛО и их интенсивность [6].

Ваттметровым методом (с использованием электронного ваттметра Ф-530 и разработанного индукционного датчика с сердечником из 10 лент аморфного

магнитомягкого сплава $Fe_{80}B_{20}$) при $P_{1,5/50}$ выявлены малые изменения величины потерь в локальных участках (~25 мм длиной) полосы АТС. Погрешность измерения магнитных потерь не превышала 6-7% [7].

Заключение

Таким образом, в результате исследования АТС развиты фундаментальные представления о процессах перемагничивания, механизмах изменений доменной структуры и магнитных свойств электротехнических материалов, содержащих структурные неоднородности. Представлены два магнитных способа для неразрушающего контроля одного из двух измеряемых параметров H_p или $P_{1,5/50}$ полосовой электротехнической стали, подвергнутой локальной лазерной обработке в процессе её изготовления.

Работа выполнена в рамках ГЗ по темам «Магнит» №АААА-А18-118020290129-5, «Диагностика» №АААА-А18-118020690196-3.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yamamoto N., Taguchi S. The effect of tensile stress on total loss of grain-oriented 3% silicon-iron. // II Proceedings conference Soft Magnetic Materials. Cardiff. – 1975. – P. 15–20.
2. Iuchi T., Yamaguchi S., Ichiyama T. et al. Laser irradiation of sheet electrical steel. // J. Iron and Steel Inst. Japan. – 1982. – V.68. – №5. – P. 224.
3. Драгошанский, Ю.Н. Оптимизация доменов и снижение магнитных потерь электротехнической стали активным покрытием и лазерной обработкой / Ю.Н. Драгошанский, В.И.Пудов, Л.С. Каренина // Известия РАН. Серия: физическая. – 2013. – Т. 77. – № 10. – С. 1496–1498.
4. Пудов, В.И. Перспективность применения аморфнокристаллических покрытий для магнитомягких сплавов / В.И.Пудов, Ю.Н. Драгошанский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – № 8. – С. 44–48.
5. Драгошанский, Ю.Н. Улучшение магнитной структуры и свойств магнитомягких сплавов при модификации их поверхности. / Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов // Физика и химия обработки материалов, . – 2013. – №3. – С. 48–52.
6. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Способ улучшения магнитных свойств анизотропной электротехнической стали лазерной обработкой / Патент РФ №2501866. Бюл. изобр. 2013. №35.
7. Тиунов, В.Ф. Индукционный датчик для измерения магнитных потерь в движущейся ленте электротехнической стали / В.Ф. Тиунов // Дефектоскопия. – 2003. – №7. – С. 78–82.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УЛУЧШАЕМОЙ СТАЛИ

Константинов В.М., Стрижевская Т.Н.

Белорусский национальный технический университет

Минск, Беларусь

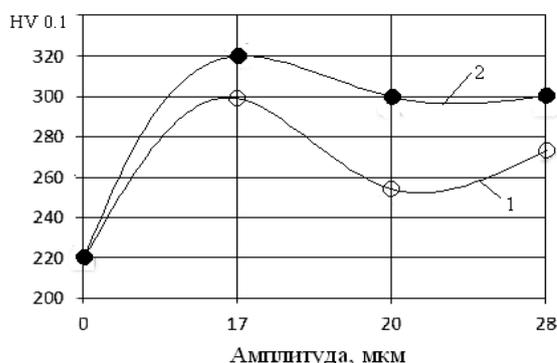
vm.konstantinov@bntu.by

Технологии с применением ультразвука при термической обработке (ТО) сплавов весьма эффективны, однако распространены недостаточно [1]. Первые упоминания о возможности технологического применения ультразвука при термической обработке относятся к 1949 – 1956 годам, в которых наметились два направления развития технологии: методы, использующие воздействие ультразвука на жидкие закалочные среды для интенсификации теплообмена на поверхности изделия, а также методы, основанные на непосредственном воздействии ультразвуковых волн на структуру твердого тела [2,3].

Целью данной работы являлось исследование влияния ультразвуковой обработки (УЗО) с различными амплитудами непосредственно на структурообразование и механические свойства стали 40X при различных режимах термической обработки.

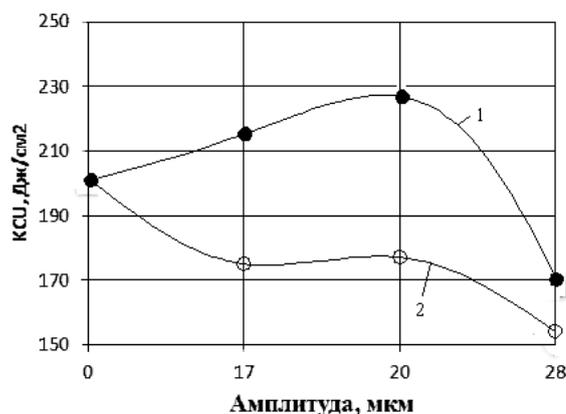
УЗО проводили с использованием магнитострикционного преобразователя. Образец помещали между торцами возбуждающего и отражающего волноводов, рассчитанных в резонансе с колебательной системой преобразователя. В работе проводили исследования предварительной УЗО образцов, УЗО с последующей нормализацией, а так же, непосредственно термоультразвуковой обработки ($T=780^{\circ}\text{C}$).

Микротвердость стали 40X после предварительной УЗО ожидаемо возрастает, достигая максимума при некотором оптимальном времени и амплитуду озвучивания (рисунок 1). Известно, что при низких температурах ультразвук способствует образованию дополнительного числа дефектов, что обусловлено деформацией рекристаллизационных зерен за счет знакопеременных напряжений [2-4]. Воздействие ультразвуковых колебаний с большей амплитудой понижает ударную вязкость на 15-25% (рисунок 2). При воздействии ультразвуковых колебаний в течение 1 мин ударная вязкость ниже, чем у неозвученного образца. Однако при воздействии ультразвуковыми колебаниями амплитудой 17 и 20 мкм в течение 10 мин обнаружено некоторое повышение ударной вязкости на 8-12%.



1 – 1 минута; 2 – 10 минут

Рисунок 1 – Зависимость микротвердости стали 40X в отожженном состоянии от амплитуды и длительности озвучивания



1 – 10 минут; 2 – 1 минута

Рисунок 2 – Зависимость ударной вязкости от амплитуды колебаний

Прочностные свойства стали изменяются нелинейно (рисунок 3). Предел текучести в сравнении с исходным состоянием возрастает, затем с увеличением амплитуды УЗО уменьшается. Ранее было изучено влияние предварительной УЗО стали 40X на результаты нормализации [3]. Установлено, что предварительная ультразвуковая обработка с последующей нормализацией, приводит к увеличению числа зародышей новой фазы и образованию более дисперсной структуры. Ультразвуковые напряжения, возбуждаемые в стали 40X при предварительном озвучивании с последующей нормализацией, вызывают повышение характеристик пластичности и вязкости при одинаковой прочности (рисунок 4).

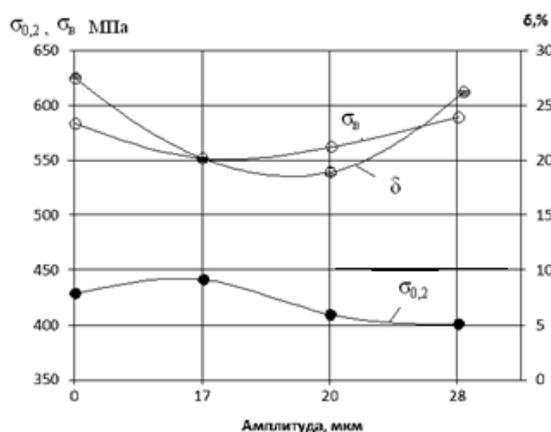


Рисунок 3 – Зависимость механических свойств стали 40X от амплитуды озвучивания

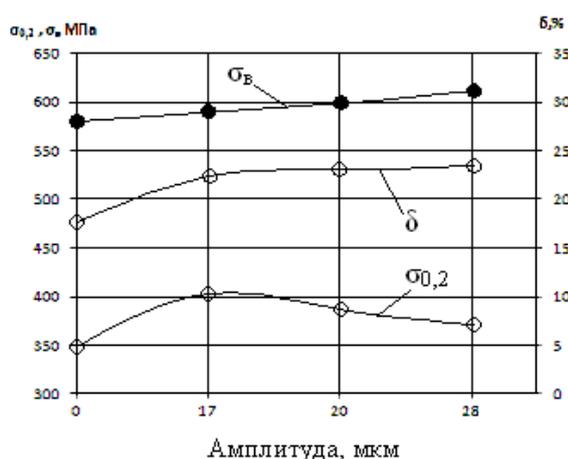


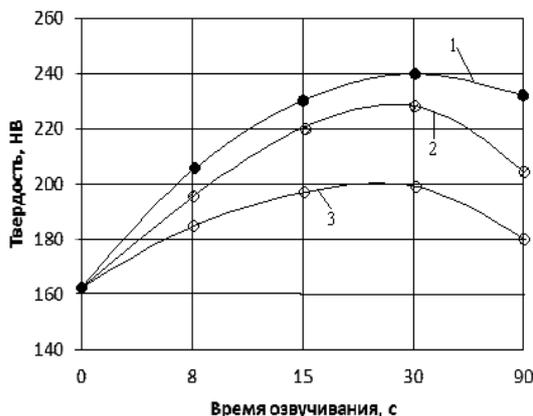
Рисунок 4 – Зависимость механических свойств стали 40X после нормализации от амплитуды озвучивания

Отмечено, что ультразвук наиболее эффективен при малой продолжительности воздействия (до 10 минут). В дальнейшем эффективность ультразвука уменьшается.

При исследовании воздействия УЗО в процессе перлитного превращения было выдвинуто предположение, что совместное воздействие на структуру стали температуры и ультразвука приводит к ряду эффектов, изменяющих кинетику развивающихся при охлаждении в стали процессов с соответствующим изменением свойств. Воздействие ультразвуковых колебаний при охлаждении стали приводит к измельчению фазо-структурных составляющих (рисунок 7) [5]. Микротвердость перлита, образовавшегося в процессе изотермического распада при УЗО, в основном превышает микротвердость перлитных участков на контрольных образцах. Эти данные позволяют утверждать, что УЗО стали 40X при изотермическом распаде аустенита, увеличивая число образующихся карбидных зародышей, обуславливает повышение дисперсности образующегося перлита, следствием чего является повышение твердости.

Сопоставляя структуру перлита, представленную на рисунке 5, можно заметить, что в контрольных образцах зерна перлита состоят из колоний, внутри которых феррито-цементитная смесь располагается в виде пластин. После УЗО сохраняются перлитные колонии, однако наблюдаются скопления сфероидизированных пластин цементита.

Таким образом, предварительная УЗО при комнатной температуре формирует устойчивые дислокационные структуры, которые оказывают влияние на последующие полиморфные превращения при термической обработке, обеспечивая диспергирование структуры при нормализации упрочнение стали. Наиболее существенное влияние УЗО вызывает при непосредственном воздействии в интервале температур фазово-структурных превращений. При перлитном превращении улучшаемой стали УЗО вызывает разбиение и сфероидизацию карбидных включений. Это приводит к изменению прочностных свойств. Потенциально, возможности УЗО позволяют повысить конструктивную прочность сталей.



1 – 17 мкм; 2 – 20 мкм; 3 – 28 мкм
Рисунок 5 – Зависимость твердости от времени озвучивания

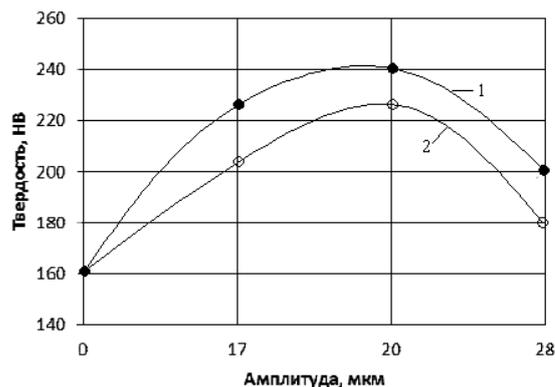
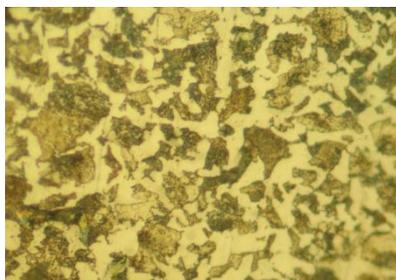


Рисунок 6 – Зависимость твердости от амплитуды колебаний: 1- УЗВ 30 сек, 2 – УЗВ- 90 сек



а – после нормализации; б – после УЗО при перлитном превращении, 30 с с амплитудой 28 мкм, х1000

Рисунок 7 - Микроструктуры образцов после различных режимов ультразвуковой обработки

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Погодина-Алексеева К.М., Биронт В.С., Славин Л.Д. Применение ультразвука в производстве сплавов и их термической обработке. – М.: ЦП НТО МАШПРОМ, 1962. – с. 12-16.
2. Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. Комбинированные методы/ СФУ: ИЦМиЗ. – Красноярск, 2007. – 152 с.
3. Погодин-Алексеев, Г.И., Миротворский В.С. Применение ультразвука в металловедении и термической обработке металлов. «Металловедение и термическая обработка металлов». – М., 1966, №9. – с. 2-7.
4. Абрамов О.В. Воздействие мощного ультразвука на жидкие и твердые материалы. – М.: Наука, 2000 – 312 с.
5. Кукин С.Ф. Изучение влияния предварительной ультразвуковой обработки на результаты нормализации стали 40Х / С.Ф. Кукин, Т.Н. Синиченко // Республ. межведом. сб. науч. тр. Metallургия / БНТУ –2011. – Вып. 33. – С. 54-65.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ЧАСТИЧНО СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

**Борик М.А.¹, Кулебякин А.В.¹, Ломонова Е.Е.¹, Милович Ф.О.², Мызина В.А.¹,
Табачкова Н.Ю.^{1,2}, Числов А.С.^{1,2}**

¹*Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук,
Москва, Россия*

²*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Институт новых материалов и нанотехнологий,
Москва, Россия*

E-mail: Chislov.artem@bk.ru

Среди многообразия конструкционных материалов особый интерес вызывает частично стабилизированный диоксид циркония. Высокие температуры плавления (~3000 °С), хорошая твердость и трещиностойкость, способность работать в условиях агрессивных сред позволяют использовать данные материалы в самых разных областях науки и техники. Кроме того, химическая и биологическая инертность материалов, открывает перспективы использования в медицинских целях. Однако твердые растворы на основе диоксида циркония с кубической и тетрагональной структурой являются термодинамически метастабильными при комнатной температуре и, в условиях эксплуатации при повышенных температурах могут претерпевать структурные превращения, приводящие к существенной деградации их функциональных характеристик.

Целью данной работы стало исследование влияния термообработки на фазовый состав и механические свойства монокристаллов диоксида циркония, частично стабилизированных оксидом гадолиния.

В работе представлены результаты исследования фазовой устойчивости, структуры и механических свойств монокристаллических твердых растворов $ZrO_2-Gd_2O_3$ до и после отжига на воздухе и в вакууме при температуре 1600 °С. В отличие от исследования керамики рассмотрение монокристаллов дает более полное представление о формировании фазового состава и его влиянии на механические свойства в данных материалах.

Монокристаллы для исследования были получены методом направленной кристаллизации расплава в холодном контейнере. Определение фазового состава кристаллов проводилось методом рентгеновской дифрактометрии. Микротвердость и трещиностойкость кристаллов были измерены методом индентирования.

Исследование фазового состава и механических характеристик кристаллов на основе диоксида циркония в зависимости от концентрации стабилизирующего оксида показало, что увеличение концентрации Gd_2O_3 в кристаллах приводит к уменьшению содержания трансформируемой тетрагональной фазы и уменьшению степени ее тетрагональности. Что в свою очередь приводит к снижению трещиностойкости.

Показано, что отжиг тетрагональных твердых растворов $ZrO_2-Gd_2O_3$ приводит к увеличению значений трещиностойкости для всех исследуемых составов, за счет снятия микронапряжений в кристаллах. Фазовый анализ показал, что после отжига при температуре 1600 °С на воздухе количество нетрансформируемой тетрагональной фазы увеличилось для всех образцов по сравнению с ростовыми кристаллами и кристаллами термообработанными на воздухе.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01220.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ХИМИКОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Константинов В.М., Курило И.И., Верещак Н.А., Касач А.А.
Белорусский национальный технический университет
Белорусский государственный технологический университет
Минск, Беларусь
vm.konstantinov@bntu.by, september@tut.by

Совокупность биосовместимости с тканями человеческого организма, низкой плотности и невысокого модуля упругости обусловила перспективность сплавов титана для использования в качестве материала для медицинских имплантатов [1]. Однако титан имеет невысокие показатели коррозионной стойкости в биологических средах. Поэтому, проблема повышения коррозионной стойкости сплавов титана весьма актуальна. Известно, что ионно-плазменное азотирование позволяет существенно повысить механические показатели титановых сплавов [2]. Есть весомые основания полагать, что указанная обработка позволит изменить электрохимический потенциал поверхности и трансформировать коррозионное поведение титановых сплавов.

Исследовали образцы титана VT1-0 (ГОСТ 19807-91) в состоянии поставки, после отжига на равновесное состояние, а также после ионно-плазменного азотирования. Ионно-плазменное азотирование VT1-0 проводилось на установке ИПА 0.361 при температуре 550 °С в течение 5 часов в аргоно-водородной среде [3]. Исследование коррозионной устойчивости образцов титана проводили с использованием потенциостата/гальваностата Autolab PGNST 302N в растворе искусственной слюны следующего состава, г/дм³: KCl – 0.4; NaCl – 0.4; CaCl₂ – 0.795; Na₂HPO₄ – 0.69; Na₂S·9H₂O – 0.005; (NH₂)₂CO – 1.0; NaF – 1.0. Электродом сравнения служил насыщенный хлоридсеребряный электрод. Поляризационные кривые снимали в диапазоне потенциалов от –200 мВ до +1000 мВ относительно бестокового потенциала. Скорость развертки потенциала составляла 1 мВ/с. Спектры импеданса снимали при значении стационарного потенциала в диапазоне частот измерения от 10⁵ до 10⁻² Гц, амплитуда колебаний – 10 мВ, количество точек на декаду колебаний – 7.

Структурными исследованиями было установлено, что низкотемпературное азотирование технического титана по разработанным режимам приводит к формированию тонких модифицированных азотом слоев, преимущественно содержащих изоморфные твердый раствор азота в α-титане и низкоазотистую нитридную фазу с ГПУ решеткой. Микротвердость азотированного слоя при этом составляет ≈ 200 HV 0.05 [3]. Увеличение температуры ионного азотирования титана до 620 °С сопровождается образованием в его поверхностном слое прочной гетерогенной структуры, содержащей высокоазотистые нитридные фазы [4].

Динамика изменения бестокового потенциала исследуемых образцов в растворе искусственной слюны представлена на рис. 1. С увеличением времени выдержки образцов наблюдается постепенное смещение значений бестокового потенциала в более в электроположительную область, что, вероятно, обусловлено образованием оксидной пленки на поверхности электрода. Установившееся значение бестокового потенциала сплава титана после 1800 с испытаний составило –0.42 В. Проведение отжига, а также азотирования исследуемого сплава приводит к смещению *E-t*-зависимостей в более электроположительную область до значений потенциалов – 0.27–(–0.18) В, что может свидетельствовать об увеличении коррозионной устойчивости образцов в среде искусственной слюны.

Интересно сравнить полученные результаты с данными французских ученых по исследованию влияния оксидирования технического титана на его коррозионную стойкость [5]. Эксперимент проводился по близкой методике. В нашем случае оценка коррозионной устойчивости проводилась в растворе искусственной слюны, а французские коллеги использовали для этих целей PBS (phosphate buffered solution) –

фосфатный буферный раствор следующего состава, г/дм³: NaCl – 8.19; KCl – 0.2235; Na₂HPO₄ – 1.42; KH₂PO₄ – 0.272. Относительные показатели коррозионной стойкости образцов технического титана после различных видов модификации поверхности по сравнению с необработанными образцами, представляют большой интерес и позволяют делать сравнительный анализ результатов коррозионной стойкости, получаемой после режима ионно-плазменного азотирования.

На рис. 2 представлены поляризационные кривые полученных образцов в исследуемой коррозионной среде. На анодных ветвях поляризационных кривых в диапазоне потенциалов от 0.15 до 0.75 В можно выделить пассивную область, которая характеризуется соответствующим значением анодной плотности тока ($i_{\text{нас}}$). Наименьшим значением $i_{\text{нас}}$ характеризуются образцы, подверженные отжигу и отжигу с последующим азотированием. Рассчитанные электрохимические параметры коррозионных процессов исследуемых образцов представлены в табл. 1.

Скорость коррозии исходного образца сплава составила $2.00 \cdot 10^{-7}$ А/см². Азотирование и отжиг исследуемого сплава приводят к снижению плотности тока коррозии в ≈ 2 и ≈ 3 раза соответственно. Дополнительное азотирование образцов после отжига способствует увеличению их коррозионной устойчивости на 33.4 %.

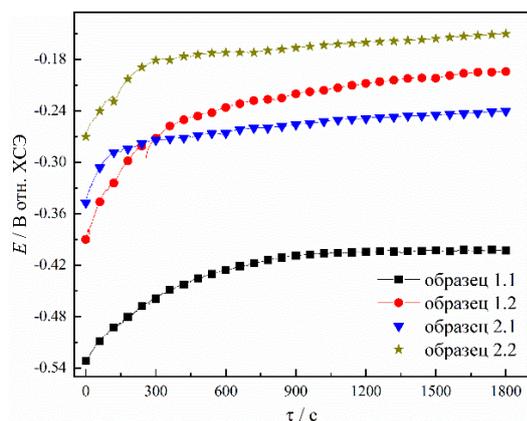


Рисунок 1 – Динамика изменения бестокового потенциала исследуемых образцов в растворе искусственной слюны

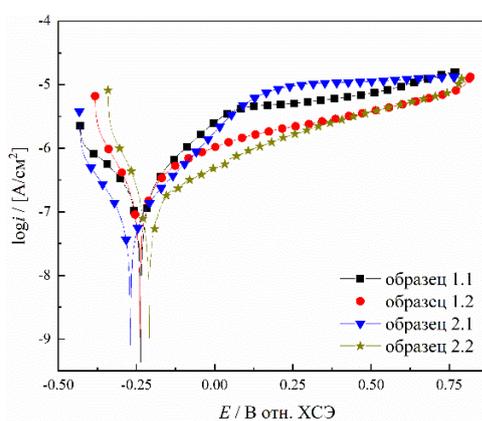


Рисунок 2 – Поляризационные кривые исследуемых образцов в растворе искусственной слюны

Таблица 1 – Электрохимические параметры коррозии исследуемых образцов в растворе искусственной слюны

Образец	$a_k, \text{В}$	$b_k, \text{В}$	$a_a, \text{В}$	$b_a, \text{В}$	$E_{\text{корр}}, \text{В}$	$i_{\text{корр}}, \text{А/см}^2$
1.1	-1.80	-0.23	1.26	0.23	-0.25	$2.00 \cdot 10^{-7}$
1.2	-0.98	-0.11	0.65	0.13	-0.24	$1.03 \cdot 10^{-7}$
2.1	-1.31	-0.15	1.09	0.19	-0.27	$6.76 \cdot 10^{-8}$
2.2	-0.59	-0.05	0.50	0.10	-0.21	$4.57 \cdot 10^{-8}$

На рис. 3 представлены спектры импеданса исследуемых образцов в виде диаграмм Найквиста в растворе искусственной слюны. На полученных спектрах для всех исследуемых образцов можно выделить только одну временную константу: емкостную полуокружность. Установлено, что термообработка и азотирование титана BT1-0 способствует увеличению модуля импеданса, что свидетельствует о увеличении защитных свойств поверхности.

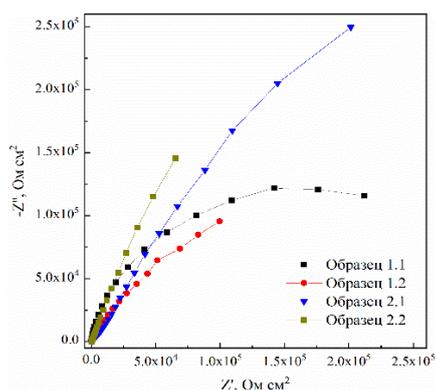


Рисунок 3 – Спектры импеданса исследуемых образцов в виде диаграмм Найквиста в растворе искусственной слюны

Сопоставление различных экспериментальных данных свидетельствует о следующем. Установившееся значение бестокового потенциала для образца технического титана, подверженного отжигу на равновесное состояние, соответствует данным, полученным французскими исследователями (-0.26 и -0.27 В соответственно). Следовательно, мы можем сопоставлять значения установившегося бестокового потенциала у образцов после отжига на равновесное состояние и ионно-плазменного азотирования по предложенному режиму с данным показателем после оксидирования и нанесения биологически активных покрытий. Установившийся бестоковый потенциал отожженного на равновесное состояние и подверженного ионно-плазменному азотированию образца технического титана равен -0.18 В. Для образца после термического оксидирования в течение 48 ч этот показатель составляет -0.015 , что на порядок выше полученного нами показателя, и может свидетельствовать о повышенной коррозионной стойкости образцов технического титана после термического оксидирования по сравнению с образцами технического титана после азотирования по предложенному нами режиму. Логичным является объединения этих двух процессов с целью получения композиционного слоя из твердого раствора азота в титане и оксида титана.

Таким образом, проведенные электрохимические исследования коррозионного поведения образцов титана после ионно-плазменного азотирования позволили установить наиболее перспективный способ поверхностного упрочнения сплавов на основе титана для использования в имплантационной хирургии костных тканей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Эппле, М. Биоматериалы и биоминерализация / М. Эппле. Пер. с немецкого под ред. В.Ф. Пичугина, Ю.П. Шаркеева, И.А. Хлусова. Томск: изд. «Ветер», 2007. – 137 с.
2. Белый, А.В. Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота / А.В. Белый, В.А. Кукареко, А. Патеюк, Минск: Белорусская наука. - 2007. – 244 с.
3. Кукареко В.А. Структура технического титана, подвергнутого низкотемпературному ионному азотированию / Кукареко В.А., Константинов В.М., Верещак Н.А., Григорчик А.Н. // Механика машин, механизмов и материалов –2022. - № 1(58) С. 48-55.
4. Верещак Н.А Исследование процесса азотирования сплавов медицинского назначения Специальность 1-42 80 01 «Инновационные технологии в металлургии». маг. Дисс.... Минск 2022 90 С.
5. Мишель Ш., Гантуа М. Изучение азотирования ионной бомбардировкой титана и титановых сплавов // Сообщение из конференции французского металлургического общества. Париж, Октябрь 1971. (Перевод № МР76/66867 в ГПНТБ).

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИМПУЛЬСА МАГНИТНОГО ДАВЛЕНИЯ ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО РАСТЯЖЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА TiNi

Остропико Е.С., Магазинов С.Г., Кривошеев С.И.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия.

es-ostropiko@mail.ru

Варианты использования импульсов магнитного давления, возникающих при протекании импульсных токов, для деформирования и разрушения материалов известны как минимум с 80-х годов [1]. Обычно подобные методы магнитно-импульсного нагружения применяют для исследования закономерностей процессов разрушения непроводящих материалов [2]. Очевидно, такие методы могут быть использованы для исследования функциональных и механических свойств материалов, связанных с изменением формы или деформации при различных скоростях, а не только с катастрофическим переходом, вызванным разрушением. В качестве примеров экспериментальных установок на основе генератора импульсных токов, можно привести следующие. В [3] авторы использовали вариант магнитно-импульсной установки, реализующей испытания проволоочного образца на трехточечный изгиб, для исследования неупругих свойств сплава TiNi при высокоскоростном нагружении. В [4,5] авторы предложили уникальную электромагнитную схему разрезного стержня Гопкинсона, в которой объединили традиционную механическую компоненту разрезного стержня Гопкинсона со способностью генератора импульсных токов формировать импульс длительностью в микросекунды, превратив привычную нагружающую систему из обычной пневматической пушки в электромагнитный ускоритель массы. Нами же ранее была предложена адаптация метода магнитно-импульсного нагружения для одноосного высокоскоростного растяжения [6].

Схема экспериментальной установки и размеры образцов, использованных в испытаниях представлены на рисунке 1. Испытательная установка состоит из

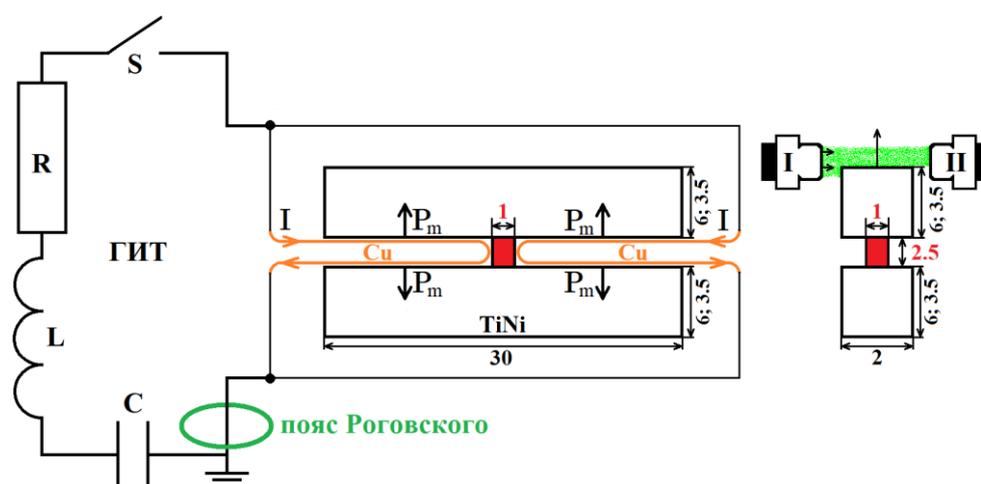


Рисунок 1 - Схема магнитно-импульсной установки на растяжение. Генератора импульсного тока с образцом из сплава TiNi (слева). Оптическая система для оценки времени накопления деформации(справа). I-лазер, II-световод.

Рабочая часть образца и ее размеры отмечены красным.

генератора импульсных токов (ГИТ) и пары магнитно-импульсных драйверов (МИД) – плоских медных шин толщиной 0,3 мм и шириной 4 мм, которые располагаются в разрезах образца особой формы. С, L, R - емкость, индуктивность и сопротивление генератора, а S - разрядное устройство. Генератор создает ток I за счет разряда конденсаторной батареи С. В классической схеме ток протекает через МИД, вставленный в разрез образца с макродефектом типа трещины [1]. В схеме для одноосного растяжения ток распараллеливается на два МИД, расположенных симметрично в разрезы специально подготовленного образца. В испытаниях использовались образцы двух типов: с высотой нерабочей части 6 и 3,5 мм. Характеристические температуры материала после термообработки были определены с помощью калориметрии: $M_s = 44^\circ\text{C}$, $M_f = 32^\circ\text{C}$, $A_s = 61^\circ\text{C}$, $A_f = 75^\circ\text{C}$. Пространство между драйвером и образцом, как и пространство внутри петли драйвера заполняется диэлектриком во избежание замыкания драйвера на образец. Между токоведущими шинами каждого МИД генерируется магнитное поле, параметры которого (форма, амплитуда, длительность) однозначно определяются параметрами тока. На шины действует магнитное давление P_m , которое прикладывается симметрично по обе стороны от рабочей части образца к берегам разреза и приводит к одноосному растяжению рабочей части. Импульс тока $I(t)$ измеряется с помощью осциллографа поясом Роговского, параметры которого определяются в соответствии с правилами, изложенными в [7]. В работе использовали ГИТ с зарядным напряжением $U = 50$ кВ, емкостью $C = 14,8$ мкФ и индуктивностью $L = 80$ нГн.

Измерение скорости перемещения образца производилось оптическим методом, посредством измерения интенсивности лазерного излучения при перекрытии оптического пути торцом(краем) образца. Лазер, частично направленный на торец образца, за которым находится световод, через преобразователь подключен к осциллографу. В процессе деформирования торец смещается и перекрывает световод, интенсивность потока уменьшается, сигнал на осциллографе ослабевает.

Оценить магнитное давление, возникающее в драйвере можно по выражению:

$$P = k \frac{\mu}{2} \left(\frac{I}{b} \right)^2, \quad (1)$$

где μ – магнитная проницаемость, I – ток протекающий в драйвере, b – ширина драйвера, k – некоторый геометрический фактор. Для равномерно распределенных токов или в случае, когда ширина драйвера (b) существенно больше расстояния между (h): $b \gg h$, то $k=1$. С ростом частоты нагружающего импульса распределение тока становится неравномерным, плотность тока у границ драйверов увеличивается, коэффициент k становится меньше 1 и определяется исходя из экспериментов и численного расчёта. Изменяя силу тока (заряд конденсаторов ГИТ) и геометрию МИД можно варьировать величину магнитного давления и получать различные величины деформации в рабочей части образца, сохраняя при этом форму импульса и размеры рабочей части образца.

На рисунке 2 в качестве примера приведены осциллограммы испытания образца с высотой нерабочей части в 3,5 мм до $\approx 16\%$ остаточной деформации. Нагружающий импульс представляет из себя затухающую синусоиду с отношением соседних амплитуд ~ 0.6 и периодом порядка 7 мкс. С момента возникновения импульса до момента накопления максимальной деформации проходит порядка 25-30 мкс. Таким образом в рассмотренном примере скорость пластической деформации составляет порядка 6000/с. Таким образом был зафиксирован каждый эксперимент

для образцов обоих типов. Измерены времена накопления деформации, нагружающие импульсы.

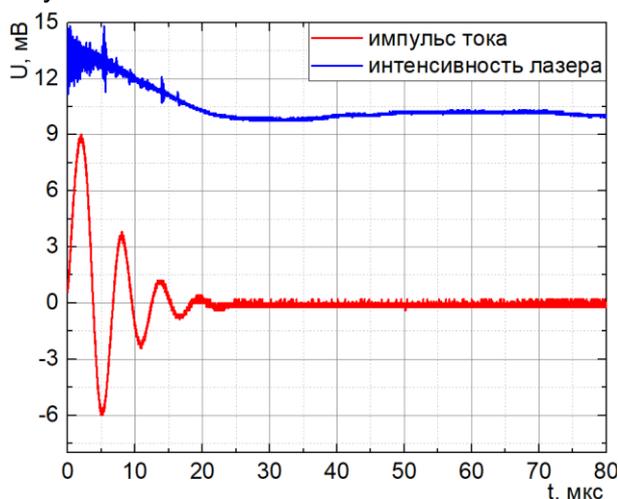


Рисунок 2 - Осциллограммы испытания образца с высотой нерабочей части в 3,5 мм до 16% остаточной деформации

После деформирования образцы термоциклировали и измеряли величину эффектов памяти формы. Изменение деформации во время нагрева фиксировали в специально собранной дилатометрической установке. Для сравнения функциональных свойства, было проведено квазистатическое деформирование аналогичных образцов.

Итого, в работе описаны и продемонстрированы возможности магнитно-импульсного нагружения, модифицированного для высокоскоростного одноосного растяжения в образцах из сплава с памятью формы TiNi. Измерения показали, что характерное время накопления деформации составило от 25

до 60 мкс в зависимости от образца и величины магнитного давления, а скорость пластической деформации достигла ~ 10000 /с. Показано, что чем меньше время накопления деформации в сплаве TiNi, тем слабее эффект памяти формы при последующем нагреве. Меньший эффект памяти формы приводит к увеличению необратимой деформации, что приводит к увеличению обратимой памяти формы в повторном термоцикле. Кроме того, моделирование в COMSOL показало, что возможный нагрев рабочей части образца под действием магнитного поля практически отсутствует и не может влиять на функциональное поведение, однако испытывают нагрев берега разреза в зоне приложения давления, но температура нагрева меньше, чем температура начала обратного мартенситного превращения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-32-60035.

ЛИТЕРАТУРА

1. K.R. Chandar, W.G. Knauss. Dynamic crack-tip stresses under stress wave loading - A comparison of theory and experiment. *Int J Fract*, 1982, V.20, P.209-222.
2. D.I. Alekseev, S. I. Krivosheev, S.G. Magazinov. High-speed deformation of copper samples with the use of magnetic pulse method. *MATEC Web Conf*, 2018, V.145, 05006.
3. Gruzdkov A, Krivosheev S, Petrov Yu, et al. Martensitic inelasticity of TiNi-shape memory alloy under pulsed loading. *Mater Sci Eng A*, 2008, V.481(1), P.105-108.
4. Guo Y, Du B, Liu H, et al. Electromagnetic Hopkinson bar: A powerful scientific instrument to study mechanical behavior of materials at high strain rates. *Rev Sci Instrum*, 2020, V.91, 081501.
5. Nie H, Suo T, Wu B, Li Y, Zhao H. A versatile split Hopkinson pressure bar using electromagnetic loading. *Int J Imp Eng*, 2018, V.116, P.94-104.
6. Ostropiko E, Krivosheev S, Magazinov S. Uniaxial high strain rate tension of a TiNi alloy provided by the magnetic pulse method. *Ap Phys A*, 2021, V.127, 27.
7. Г. Кнопфель. Сверхсильные импульсные магнитные поля: методы генерации и физ. эффекты, связ. с созданием импульсных полей мегаэрстедного диапазона. Мир, Москва, 1972, 391с.

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ИОННОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ

Поболь И.Л., Босяков М.Н., Бондаренко С.В., Жук Д.В., Назарова О.И.,
Федорук Г.Ф.
ФТИ НАН Беларуси,
Минск, Беларусь,
e-mail: pobol@phti.by

Исследования и разработки по выбору и применению методов поверхностного упрочнения в массовом производстве неоспоримо подтверждают приоритет технологий, использующих ионное (ионно-плазменное) воздействие. Такие технологии обеспечивают получение стабильного качества упрочненных слоев на деталях с размерами от десятка миллиметров до нескольких метров. До недавнего времени соответствующее оборудование на промышленных предприятиях Беларуси отсутствовало. В стране не существовало центра по оказанию услуг в области ионной химико-термической обработки (ИХТО). Наблюдалась неосведомленность технических специалистов о возможностях таких методов.

Сущность и преимущества методов ионной химико-термической обработки

ИХТО – это обработка в аномальном тлеющем разряде деталей, обеспечивающая диффузионное насыщение поверхностного слоя сталей, чугуна, сплавов титана и других металлов азотом (или азотом и углеродом) при давлении 80-500 Па и более (рисунок 1). На поверхность деталей воздействуют потоки нейтральных частиц (атомов, молекул) и положительных ионов, плотность и энергия которых зависят от параметров разряда – плотности тока и величины катодного падения потенциала.



Рисунок 1 - Вид деталей в процессе ионного азотирования

На эффективность ИХТО влияют температура процесса, продолжительность насыщения, давление, состав и расход рабочей газовой смеси (в случае оборудования для азотирования производства ФТИ – это смесь $Ag+N_2+H_2$, оборудования для цементации или нитроцементации она дополнительно содержит метан). При азотировании формирование высокой твердости поверхностного слоя происходит в процессе диффузионного насыщения. После цементации и нитроцементации требуется проведение последующих фазовых превращений.

Для осуществления процесса азотирования необходимо, чтобы в разряде образовался атомарный азот, который и взаимодействует с металлом. В объеме плазмы молекулы азота диссоциируют и переходят в химически активное атомарное состояние, а на поверхности происходит диссоциативная рекомбинация молекулярных ионов азота с образованием атомов азота, которые либо диффундируют в поверхность, либо десорбируются обратно в плазму. В результате диффузии азота в приповерхностные слои в них возникает высокий градиент его концентрации, что благоприятно влияет на скорость образования диффузионных модифицированных слоёв. Кроме того, вследствие хемосорбции атомы азота вступают в реакцию с металлом, образуя нитрид железа (или нитриды легирующего элемента), либо диффундируют в глубь металла. Азотированный слой развивается от поверхности материала в глубину и содержит все азотсодержащие фазы. На поверхности находится слой соединений из $\gamma'(Fe_4N)$ и/или $\epsilon(Fe_{2-3}N)$ фаз, далее располагается

диффузионный слой, состоящий из нитридов Me_xN_y и твердого раствора азота. В зависимости от режимов и характера обработки образуются модифицированные слои, характеризующиеся определённой концентрацией и профилем распределения азота.

Углерод из углеродсодержащего газа диффундирует в сталь, повышает его концентрацию относительно исходной, что приводит к существенному замедлению диффузии азота в глубь металла, тем самым создавая в приповерхностном слое повышенную концентрацию азота, способствующую образованию нитридов железа - γ' – нитрида и ϵ – нитрида. При азотировании с добавкой углеродсодержащего газа реализуется процесс карбонитрирования.

По сравнению с печными азотированием и цементацией ионные процессы в плазме тлеющего разряда постоянного или импульсного тока обеспечивают [1]:

- большую скорость насыщения, сокращение времени нагрева и охлаждения садки и общего времени процесса, расхода электроэнергии и насыщающих газов;
- возможность проведения управляемых процессов ИХТО и получения диффузионных слоев заданных фазового состава и строения;
- незначительные деформации изделий в процессе обработки;
- сохранение исходного высокого класса чистоты поверхности;
- полную экологическую безопасность.

Оборудование для реализации процессов ИХТО

Установки ИХТО состоят из вакуумной камеры, вакуумной системы, электрического блока питания плазмы тлеющего разряда с системой дугогашения, блока подачи рабочих газов, системы контроля и управления. Размеры рабочего пространства в камерах составляют от нескольких дециметров до 2000 мм и более, высота - от 500 до 7500 мм (габариты камер зависят от размеров упрочняемых изделий, необходимой производительности процесса).

В ФТИ НАН Беларуси освоено использование рабочих камер с холодными стенками, в которых охлаждение камеры происходит благодаря циркуляции воды в рубашке охлаждения и камер с горячими стенками, имеющих дополнительную систему резистивного нагрева. В камерах с холодными стенками для снижения тепловых потерь деталями садки используются расположенные внутри экраны из листового металла (в наших установках применяются три экрана).

Для изменения давления в камере варьируется производительность откачной системы, либо изменяется расход газовой смеси (в пределах от нескольких до десятков литров в час). Для создания тлеющего разряда вокруг поверхности детали можно использовать постоянный и переменный (либо пульсирующий) ток. Мощность блоков питания рассчитывается в соответствии с габаритами рабочего пространства камер и может составлять от 20 до 450 кВА. Рабочее напряжение на установках промышленного типа составляет обычно 350-600 В. Преимущества использования ИХТО в пульсирующей плазме - независимое управление температурой и электрическими параметрами разряда за счет изменения скважности импульсов; отсутствие дугообразования благодаря периодическому отключению разряда; возможность контроля энергетического баланса и равномерности температурного поля по садке деталей и использования дополнительного радиационного нагрева садки; уменьшение размеров глухих и открытых полостей, в которые может проникать и стабильно гореть разряд при прочих равных условиях; снижение энергоёмкости процесса.

Блок управления осуществляет регулировку и контроль за всем процессом ИХТО. Регулируются температура деталей, состав газовой смеси в плазме, а с

помощью давления в печи – ширина светящейся зоны, так называемое отрицательное свечение.

Промышленное применение процессов ИХТО

На белорусских предприятиях накоплен значительный опыт по упрочнению большой номенклатуры изделий из различных марок сталей: цементуемых, низко- и среднелегированных (18ХГТ, 20ХН3А, 20ХГНМ, 25ХГТ и др.), улучшаемых (40Х, 40ХН, 40ХФА, 40ХН2МА, 40ХМФА, 38ХМ, 38ХН3МФА, 38Х2Н2МФА, 30Х2НМ и др.), азотируемых (38ХМЮА, 38Х2МЮА, 30Х3МФ и др.), инструментальных (4Х5МФС, 5ХНМ, Х12М, Х12МФ и др.), а также чугунов. При обработке на оборудовании ФТИ



Рисунок 2 - Вал-шестерня из стали 40ХН2МА после ионного азотирования

глубина азотированного слоя на деталях составляет 0,3-0,5 мм с заданной твёрдостью (HV450-1250 в зависимости от марки стали) независимо от объема загрузки камеры деталями. При необходимости может быть получен слой 0,6-0,8 мм с тонкой нитридной зоной (на рисунке 2 показан пример изделия длиной 2 500 мм и массой 1200 кг, упрочнение которого на указанную глубину выполняется в институте). На изделиях из стали 18ХГТ (валы, шестерни) обеспечивается глубина упрочненного слоя 0,4-0,45 мм при твердости поверхности 670-750 HV 0,5; из стали 40Х (шестерни, валы), соответственно 0,37-0,4 мм и 590-640 HV0,5; из стали 38Х2МЮА (шестерни) – до 0,4 мм и 870-950 HV0,5; на изделиях из листовой горячекатаной стали 25ХГСА и 30ХГСА - 0,4 мм и 650-700 HV 0,5. Эти характеристики азотированного слоя обеспечиваются выбором режима обработки по давлению в камере, концентрации азота в рабочей газовой смеси, параметрами разряда и алгоритмом изменения

концентрации азота в ходе процесса и автоматизированным управлением режима обработки.

В Беларуси оборудование ИХТО активно применяется на следующих предприятиях (на некоторых эксплуатируются от двух до четырёх установок) - ОАО «МЗКТ», ОАО «БелАЗ», ОАО «МАЗ», ОАО «Гомсельмаш», ОАО «Могилевлифтмаш», ОАО «Оршанский инструментальный завод», на частном предприятии НПП «Технолит», в БНТУ и БарГУ. Используется оно также и в России. ФТИ НАН Беларуси на протяжении более десяти лет оказывает услуги в области ионной химико-термической обработки многим десяткам заказчиков в стране и за рубежом.

Важное преимущество ИХТО, подтвержденное многолетней эксплуатацией оборудования производства ФТИ, по сравнению с традиционными технологиями – существенно более короткое время обработки и возможность формирования на деталях из разных марок сталей упрочненных слоёв заданного состава и глубины. Процессы ИХТО полностью отвечают требованиям к «зелёным» технологиям.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Босяков М.Н., Бондаренко С.В., Бондаренко А.С., Жук Д.В., Залесский В.Г., Козлов А.А., Матусевич П.А., Моисеенко А.Н., Поболь И.Л. Исследование и оптимизация параметров процессов плазменной химико-термической обработки изделий машиностроения // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. научных трудов. - 2021. – Т. 1.- С. 81-104.

**ОСОБЕННОСТИ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ
ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ПОВРЕЖДЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
ОБОРУДОВАНИЯ РУ В УСЛОВИЯХ СТОХАСТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ
ПУЛЬСАЦИЙ**

**Бесчеров Д.Е., Большухин М.А., Будников А.В., Ереев М.Н., Коробов Д.В.,
Марков А.С., Панов В.А., Пичков С.Н., Свешников Д.Н.**

*АО «ОКБМ Африкантов»,
Нижний Новгород, Россия
e-mail: bescherov@okbm.nnov.ru*

Теплообменное оборудование современных реакторных установок (РУ) функционирует в условиях интенсивных термоциклических воздействий, обусловленных высокочастотными термопульсациями при эксплуатации, которые приводят к реализации различных механизмов термоусталости. При длительном воздействии температурных пульсаций в конструкционном материале оборудования возникают повреждения в виде термоусталостных трещин, которые в процессе своего дальнейшего развития могут привести к потере не только его работоспособности, но и нарушению безопасности. Таким образом, задача повышения точности расчета кинетики накопления усталостных повреждений в конструкционных материалах при воздействии температурных пульсаций является весьма актуальной.

В АО «ОКБМ Африкантов» разработана методика численного эксперимента, позволяющая проводить оценку влияния интенсивных термоциклических нагрузок на ресурсные характеристики оборудования РУ. Методика основана на подходе, при котором численными методами с применением суперЭВМ решается так называемая «связанная» задача: «теплогидравлика – теплопроводность – напряженно-деформирование состояние (НДС) – поврежденность».

Для оборудования, работающего в условиях случайных термопульсаций, которые приводят к воздействию стохастического термоциклического нагружения, потребовалось дальнейшее совершенствование и развитие указанной методики.

С целью решения поставленной задачи АО «ОКБМ Африкантов» проводит экспериментальные исследования на специально сконструированном в НГТУ им. Р.Е. Алексеева стенде (см. рис. 1) для моделирования термоциклического нагружения экспериментальных моделей случайными температурными пульсациями. Уникальные конструктивные решения данного стенда прорабатывались для достижения не только возможности смоделировать сложный процесс возникновения стохастических термопульсаций в стенке испытуемых образцов, но и возможности достоверных измерений экспериментальных данных по нагруженности температурным полем.



Рисунок 1 – Общий вид экспериментального стенда

Экспериментальные исследования включали в себя следующие этапы:

- предварительный этап – исследовательский, на котором проводились:
 - 1) измерение локального поля температуры теплоносителей в экспериментальной модели и определение зоны локального термоциклического нагружения;
 - 2) измерение НДС наружной поверхности экспериментальной модели;
- основной этап – ресурсные испытания, на котором исследовалась кинетика накопления усталостных повреждений в материале моделей (см. рис. 2) до зарождения усталостной макротрещины на их внутренней поверхности в результате нагружения температурными пульсациями случайного характера, обусловленными смешением теплоносителей с различной температурой.

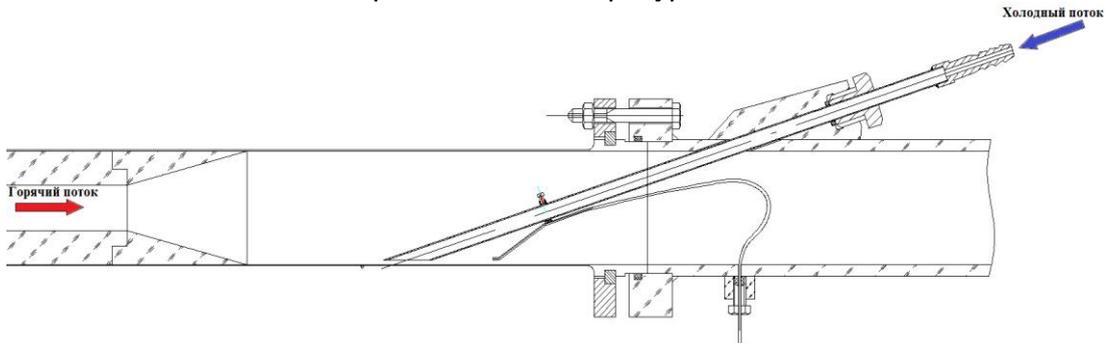


Рисунок 2 - Конструктивное исполнение модели

В результате проведенных экспериментальных исследований получены:

- данные о температуре теплоносителя в зоне смешения его потоков;
- данные о напряженно-деформированном состоянии материала экспериментальных моделей при случайных термоциклических нагрузках, возникающих в зоне смешения потоков с различной температурой;
- данные об усталостной долговечности стали 12X18H10T при воздействии случайных термоциклических нагрузок, обусловленных смешением теплоносителей с различной температурой.

Для сравнения результатов эксперимента с результатами расчета была создана 3D модель экспериментального образца. Проведены теплогидравлические расчеты 3D модели, а по их результатам – расчеты НДС в условно-упругой и упругопластической постановках. Полученные результаты расчета верифицированы путем сравнительного анализа их с экспериментальными данными.

По результатам расчетов НДС проведена оценка долговечности экспериментального образца при воздействии стохастических температурных пульсаций с помощью разработанных в АО «ОКБМ Африкантов» программных средств.

Учитывая результаты расчетов и контроля кинетики накопления усталостных повреждений в материале экспериментальных моделей, были проведены их металлографические исследования, которые подтвердили достоверность результатов оценки долговечности, полученные по методике оценки влияния случайных термоциклических нагрузок на ресурсные характеристики оборудования РУ.

В результате проведенных расчетно-экспериментальных исследований были усовершенствованы подходы к передаче термопульсаций от потока к стенке образца; подобран оптимальный размер конечного элемента, который позволил корректно моделировать напряженно-деформированное состояние, процессы развития и накопления повреждений испытываемого образца, нагруженного стохастическими термопульсациями, а также определены оптимальный временной интервал и шаг по времени для проведения расчетов.

КИНЕТИКА МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ МИКРОРАЗРУШЕНИЙ
ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКИХ МАЛОЦИКЛОВЫХ ТРЕЩИН

Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,
Москва, Россия,
e-mail: I.V.Makarenko@yandex.ru

Исследовано влияние микро-механизма повреждаемости и разрушения на параметры малоциклового трещиностойкости аустенитных нержавеющей сталей типа 08X18H10T и 12X18H10T при объемном номинальном упруго-пластическом деформированном состоянии. Оценены параметры макро- и микрорельефа поверхностей разрушения разно-ориентированных трещин, в объемных номинальных полях деформаций. Определены преимущественные механизмы развития поверхностей разрушения малоциклового наклонных поверхностных трещин при совместном воздействии нормального отрыва, поперечного и продольного сдвига.

Возможность определения кинетики размеров малоциклового трещин по результатам анализа микроструктуры изломов имеет большое теоретическое и практическое значение и регламентируемая информация о самом механизме разрушения, являются важным фактором при анализе эксплуатационных разрушений, установлению внешних нагрузок и скорости трещины перед разрушением, а также оценки живучести и безопасности эксплуатации элементов ответственного оборудования [1-5].

Известно, что при медленном увеличении трещины на длину Δl , без учета объемных сил и процесса теплообмена и при замене дифференцирования по времени на дифференцирование по длине трещины, энергетический нелинейный критерий разрушения записывается в виде

$$J = -\frac{\partial U}{\partial l} = \int_C (W dx_i - X_{ni} \frac{\partial u_i}{\partial x_i}) dl, \quad (1)$$

где: C – любой контур, охватывающий вершину трещины; x_i – длина дуги контура C ; W – энергия упругопластической деформации; X_{ni} – поверхностные силы, действующие на части поверхности тела S ; u_i – смещение его точек.

Трещина начинает расти, когда J – интеграл достигает предельного значения $J_c = D_f$, равен удельной энергии разрушения - D_f , расходуемой на формирование тонкого приповерхностного слоя трещины в зоне разрушения.

$$J_c = D_f = \frac{\partial \Gamma}{\partial l}, \quad (2)$$

В данной работе получена система определяющих уравнений, позволяющих показать взаимосвязь параметров устойчивого роста исследуемых трещин нормального отрыва и характеристик их поверхностей микроразрушения.

Разрушение локализуется непосредственно у фронта трещины и при этом локальные упругопластические деформации, изменяются по криволинейному контуру трещины. Также, локальные критические упругопластические деформации разрушения, зависящие от объемности напряженно-деформированного состояния в соответствующей точке границы трещины, оказывают существенное влияние на фрактографические особенности поверхностей разрушения [1-5]. На основе расчетно-экспериментальных результатов предложены соответствующие эмпирические уравнения.

$$\{b/a, \tilde{\lambda}_{\varphi i}\} = F(\sigma_{bi}, \sigma_{Ti}, \bar{e}_{fi}, \bar{e}_c, t, B_i, \varphi, J_c). \quad (3)$$

Здесь: b , a – малая и большая полуоси полуэллиптических трещин; $\tilde{\lambda}_{\varphi i}$ – относительная ширина малоцикловых бороздок при соответствующих эллиптических углах φ ; t – толщина образца; σ_{bi} , σ_{Ti} – соответственно локальный предел прочности и текучести материала в i - зоне; \bar{e}_{fi} – относительная разрушающая деформация в локальной зоне трещины, определяемая отношением $\bar{e}_{fi} = \bar{e}_c D_e / I$, согласно [1]; \bar{e}_c – относительная разрушающая местная деформация для гладкого образца; D_e – коэффициент снижения предельных пластических деформаций в зоне вершины трещины; I – коэффициент повышения первого главного напряжения в зоне вершины трещины за счет возникновения объемного напряженного состояния. Для рассматриваемого класса сталей эмпирические параметры B_i (при $i=1-6$).

На основе физико-математического микроструктурного и макроструктурного анализа морфологии поверхностей исследуемых трещин установлена количественная связь между процессами, происходящими на разных масштабных уровнях, также предложены зависимости характеристик трещинообразования от характеристик разрушения элементов конструкций.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект – 20-19-00769.

ЛИТЕРАТУРА

1. Махутов Н.А.. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. - Новосибирск, «Наука», 2005, - 1110с.
2. N. A. Makhutov, I. V. Makarenko, L. V. Makarenko. Particularities a micro-mechanism of cycle elastic-plastic fracture and damage. Works of the International Conference. "In-service damage of materials, its diagnostics and prediction". Ternopil Ivan Pul'uj State Technical University, Ukraine. September 21 – 24, 2009. 96 – 102 p.
3. Faidiga G., Zalosnik B. Determining a kink angle of a crack in mixed mode fracture using maximum energy release rate, SED and MTS criteria / Journal of Multidisciplinary Engineering and Technology. 2015. Vol. 2. Issue 1. P. 356 – 362.
4. Murakami Y, Shiraishi N., Furukawa K. Estimation of service loading from the width and height of fatigue striations of 2017-T4 Al alloy / Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. 1991. Vol. 14. N 11. P. 897 – 906.
5. N.A.Makhytov, I.V.Makarenko, L.V.Makarenko. Paths of the semi-elliptical inclined surface cracks under complex low-cycle loading. // Procedia Structural Integrity 39 (2022), 266–272.

**ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ДЕНТИНА
ЧЕЛОВЕКА С УВЕЛИЧЕНИЕМ ЕГО ВОЗРАСТА**

**Зайцев Д.В.^{1,2}, Панфилов Г.П.^{1,2}, Монастырская П.А.¹, Черменина А.А.¹,
Панфилов П.Е.^{1,2}**

¹*Уральский государственный горный университет,
г. Екатеринбург, Россия*

²*Уральский Федеральный Университет,
г. Екатеринбург, Россия*

Email: zaytsev@m.ursmu.ru

Зуб - это орган челюстно-лицевого аппарата человека, который служит для измельчения пищи. Он состоит из неорганических и органических соединений. Как показывает клиническая практика, число обращений граждан за стоматологической помощью с возрастом заметно увеличивается. Это связано с деградацией тканей зубов, вызванной, как возрастными изменениями, так и наличием заболеваний. При частичной потере твердых тканей зуба, успех реставрации, зависит от совместимости замещающих материалов с тканями зуба (дентин и эмаль). Время жизни или эксплуатации зуба после реставрации во многом определяется совместимостью механических свойств дентина зубов с синтетическим материалом. Известно, что материалы, используемые для реставраций зубов молодых пациентов, не всегда подходят для пациентов старшей возрастной группы.

Целью данной работы является создание научных основ разработки тканеэквивалентных композиционных материалов для разных возрастных групп пациентов, механические свойства, которых можно будет варьировать в заданном диапазоне. Диапазон механических свойств данных материалов будет определен на основании исследования зависимости прочностных свойств дентина от возраста. Выбор необходимой комбинации механических свойств реставрационного материала будет задаваться врачом-стоматологом индивидуально для каждого пациента. Основными критериями выбора, будет возраст пациента и состояние его здоровья. Понимание механизмов деформации, как при статических, так и циклических нагрузках такого сложнорганизованного материала, как дентин человека, также позволит разрабатывать композиционные материалы, которые можно использовать в других отраслях промышленности. Твердые ткани зуба обладают высокими прочностными свойствами при низком модуле Юнга и способны как к упругой, так и к необратимой деформации. Для решения поставленной задачи, необходимо изучить взаимосвязь между структурой этих материалов и их прочностными свойствами на разных структурных уровнях, и выявить, какие изменения в ткани происходят с увеличением возраста и, как такие изменения сказываются на прочностных свойствах дентина.

Показано, что в корневой части зубов, в вершине зуба, у пациентов пожилого возраста наблюдаются изменения микроструктуры дентина, которые видны не вооруженным взглядом. Дентин в области нижней части корня становится прозрачным. Изменения микроструктуры дентина начинаются с вершины зуба и распространяются от корневого канала в сторону внешней границы корня зуба. Электронно микроскопические исследования показали, что в области прозрачного дентина наблюдается закрытие дентинных каналов – склерозирование. При этом, можно видеть, как частичное закрытие, так и полное закрытие дентинного канала. Подобные изменения наблюдаются у пациентов с хроническими заболеваниями, такими как сахарный диабет, синдром Шегрена и т.д.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ №22-29-00268.

ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ В НОЖЕ ГИЛЬОТИННЫХ НОЖНИЦ ПРИ ЛОКАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКЕ

Веремейчик А.И., Хвисевич В.М.

Брестский государственный технический университет,

Брест, Беларусь

E-mail: vai_mrtm@bstu.by

В реальных условиях работы элементы кузнечнопрессового оборудования подвергаются воздействиям агрессивной среды, механическим усилиям (центробежные силы, силы трения и т.д.). Для повышения надежности и долговечности таких деталей используются различные методы. Анализ литературных источников и ряд проведенных экспериментов позволяют выделить из существующих способов термообработки поверхностную закалку с помощью плазменной струи, применение которой позволяет реализовать процесс упрочнения детали на незначительную глубину, сохраняя сердцевину с исходными свойствами. Такой процесс реализуется путем локальной закалки быстро движущимся высокоинтенсивным высококонцентрированным источником тепла.

Проведено исследование теплового поля в теле ножа размерами 1080×165×45 мм из стали 6ХВ2С ГОСТ 5950 при различных режимах теплового нагружения. Нож является режущим элементом автоматизированного комплекса для резки листов АКНА-3225, который используется для рубки черного и цветного листового проката толщиной от 0.1 до 35 мм.

При нагреве поверхности металла плазменной струей осуществляется за счет конвективного и лучистого теплообмена. Конвективный нагрев поверхности обусловлен переносом энергии плазменной струи под действием теплопроводности, диффузии, и его доля составляет 90–95 % от общего баланса энергии. Плотность конвективного теплового потока определяется из выражения:

$$q = \alpha \cdot (T_{пл} - T_{нов}), \quad (1)$$

где α – коэффициент теплоотдачи ($\frac{Вт}{м^2 \cdot К}$), который выражается через критериальные зависимости (число Рейнольдса, Нуссельта, Прандтля и т.д.); $T_{пл}$ – температура плазменной струи на внешней границе пограничного слоя (К); $T_{нов}$ – температура поверхности ножа (К). Распределение теплового потока в пятне нагрева описывается законом нормального распределения Гаусса.

Исследование теплового потока на поверхности ножа при воздействии плазменной струи проводилось по известным параметрам процесса плазменной закалки в соответствии с разработанной методикой. При мощности плазматрона $N = 1,5 \text{ кВт}$ с КПД, равным 0,8, отношении расстояния от среза сопла до термообрабатываемой поверхности к диаметру сопла $\frac{h}{d} = 2$, массовом расходе газа

$G = 0,003 \frac{кг}{с}$ и температуре газа на выходе из сопла $T = 5000 \text{ К}$, с использованием уравнения Менделеева-Клапейрона определена плотность газа, составившая $\rho = 0,1 \frac{кг}{м^3}$, а также скорость потока на срезе сопла плазматрона $v_0 = 1500 \text{ м/с}$. При данных условиях эксперимента плотность теплового потока на поверхности детали составила $q = 5 \cdot 10^7 \frac{Вт}{м^2}$.

Численные исследования температурного поля выполнялись с помощью конечно-элементной расчетной платформы *ANSYS Workbench 2019 R2* в модуле *Transient Thermal*. Все физические и термодинамические свойства материала, зависящие от температуры, задавались в табличном виде с помощью модуля управления материалами *Engineering Data*. Для моделирования распространения температуры вглубь ножа создан макрос для *ANSYS Mechanical* на языке программирования *APDL*, в котором задаются характеристики тепловой нагрузки, скорость движения источника нагрева, координаты его начального положения, время движения и др. В соответствии со скоростью движения плазменной струи к узлам конечно-элементной модели вдоль режущего лезвия пошагово прикладывалась температурная нагрузка. Распределение теплового потока в пятне нагрева задавалось зависимостью:

$$q = q_H \exp\left[-\frac{x^2 + (y - vt)^2}{r_H^2}\right], \quad (2)$$

где q_H – плотность теплового потока на поверхности ($\frac{Bm}{m^2}$); r_H – радиус пятна нагрева (м); x, y – координаты центра пятна нагрева (м); v – скорость движения источника тепла (м/с).

Начальная температура принималась равной $20\text{ }^\circ\text{C}$. На поверхностях модели ножа задавалась конвекция с различными коэффициентами теплоотдачи $\alpha = (5-30) \frac{Bm}{m^2 \cdot K}$. Расстояние от центра пятна нагрева до вершины инструмента составляло $5-8\text{ мм}$ и в процессе перемещения источника тепла не менялось. Численный эксперимент проводился при диаметрах пятна нагрева $d = (2-5)\text{ мм}$ и скоростях движения источника тепла $v = (2-20)\text{ мм/с}$.

В результате теоретических исследований модели в широком диапазоне параметров было получено решение задачи нестационарной теплопроводности. Некоторые результаты приведены на рисунках 1, 2.

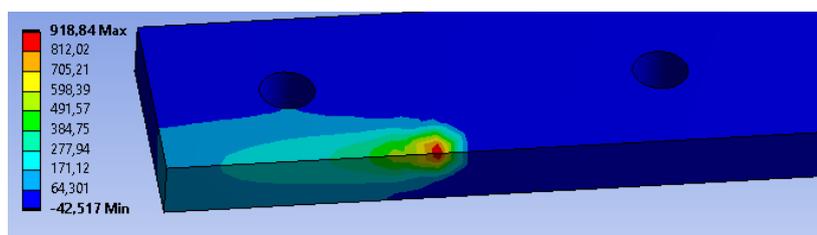


Рисунок 1 – Распределение поля температуры на поверхности ножа при скорости движения источника нагрева $V = 5\text{ мм/с}$, $t = 42,1\text{ с}$, $d = 2\text{ мм}$, $q_H = 5 \cdot 10^7\text{ Bm/m}^2$

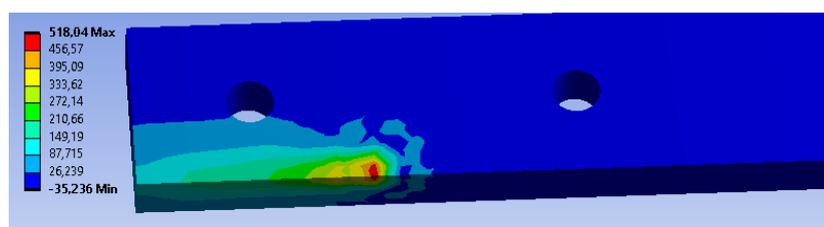


Рисунок 2 – Распределение поля температуры на поверхности ножа при скорости движения источника нагрева $V = 10\text{ мм/с}$, $t = 21,05\text{ с}$, $d = 2\text{ мм}$, $q_H = 5 \cdot 10^7\text{ Bm/m}^2$.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ, ДЕФОРМИРУЕМЫЕ И МЕДИЦИНСКИЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ: УСПЕХИ И ПРОБЛЕМЫ

Мерсон Д.Л., Мерсон Е.Д., Засыпкин С.В.

*Научно-исследовательский институт прогрессивных технологий,
Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия
d.merson@tltsu.ru*

Магниевые сплавы как конструкционные материалы с высокой удельной прочностью чрезвычайно востребованы в авиакосмической и транспортной отраслях промышленности, где снижение веса конструкций относится к числу приоритетных задач. Другие отличительные свойства магния и его определенных сплавов: абсолютная биосовместимость, механические характеристики близкие к костным тканям человека и способность растворяться в организме – позволяют причислить магниевые сплавы к числу наиболее перспективных кандидатов для изготовления временных имплантатов, способных саморассасываться после завершения процесса регенерации костных тканей.

Основные марки конструкционных магниевых сплавов в СССР и Море были разработаны в середине прошлого века, однако в XXI веке произошел резкий скачок интереса к ним, что во многом связано с ускорением роста экономики Китая (основного производителя магния) и открытием японскими учеными магниевых сплавов, содержащих, так называемую, длиннопериодическую упорядоченную фазу (LPSO).

Ежегодно по тематике магниевых сплавов публикуется более 4000 материалов, большинство из которых посвящается деформируемым сплавам, поэтому в данном докладе в основном пойдет речь о сплавах литейного и медицинского назначения.

Литейные магниевые сплавы применяются, главным образом, там, где можно достичь максимальной экономии веса, т.е. для изготовления массивных элементов (корпуса, крышки, силовые кронштейны и др.). Одним из таких ответственных элементов является корпус авиационных двигателей. Для этого случая наряду с высокими механическими и усталостными свойствами к магниевым сплавам предъявляется дополнительное очень важное требование по температуре воспламенения (Твп), т.к. при выходе из строя даже одного авиационного двигателя и в случае его воспламенения велика вероятность потери конструкционной прочности всего летательного аппарата. В докладе приводится ряд данных о новом экспериментальном литейном сплаве системы Mg-Zn-Y-Gd-Zr-Yb, содержащем LPSO фазу, имеющем Твп > 1000 °С, предел прочности ~300 МПа и относительное удлинение >7%.

Намного больше требований предъявляют к медицинским биорезорбируемым сплавам: они должны иметь высокие характеристики по пределу текучести, пластичности, сопротивлению коррозионному растрескиванию под напряжением, коррозионной усталости; желательно, чтобы они имели двустадийную скорость резорбции: минимальную в первые два месяца и ускоренную в дальнейшем. Кроме того, эти сплавы не должны в своем составе иметь токсичных для организма элементов (например, Al). В докладе подробно освещаются металловедческие аспекты перспективного для изготовления временных имплантатов сплава системы Mg-Zn-Ca, обладающего всеми указанными свойствами.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ в рамках научных проектов №№ 20-19-00585, 21-79-10378 и Государственного задания FEMR-2020-0003.

**ПОЛУЧЕНИЕ СВЕРХТВЕРДОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ cBN
С ПОВЫШЕННОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬЮ КОНВЕРСИОННЫМ
СПЕКАНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**

¹Урбанович В.С., ²Jaworska L., ³Klimczyk P., ¹Маликина Т.Д., ³Figel P.,

⁴Нисс В.С., ⁵Григорьев С.В., ³Laszkiewicz-Łukasik J.

¹ГО "НПЦ НАН Беларуси по материаловедению",

Минск, Беларусь, urban@physics.by

²AGH University of Science and Technology,

Kraków, Poland

³Łukasiewicz Research Network – Krakow Institute of Technology,

Krakow, Poland

⁴НТП БНТУ «Политехник»,

Минск, Беларусь

⁵Белорусский национальный технический университет

Минск, Беларусь

Введение. Сверхтвердые композиционные материалы на основе кубического нитрида бора (cBN) играют важную роль в современном машиностроении. Они используются в режущем инструменте, применяемом для обработки закаленных сталей, жаропрочных сплавов и наплавов группы железа. Современное производство предъявляет к такому инструменту все возрастающие требования по обеспечению высокой производительности в условиях больших скоростей резания (до 1000-2000 м/мин) и динамических нагрузок, интенсивного теплового и химического взаимодействия с обрабатываемыми материалами при соблюдении точности геометрии и размеров деталей, качества обрабатываемых поверхностей. Разработки ведутся в направлении повышения твердости и трещиностойкости сверхтвердых композитов, которые в значительной степени определяются их зеренной структурой.

В странах СНГ наиболее известными сверхтвердыми материалами на основе cBN являются Киборит и Борсинит, разработанные учеными ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины. Материалы Киборит-1 [1] и Борсинит [2] содержат до 96-97 % cBN, а в качестве связующего компонента соответственно AlN, AlB₁₂ и Si₃N₄. Согласно классификации ISO они относятся к группе BL (содержание cBN не менее 75-90 %). Эти материалы обладают хорошей стойкостью к ударным нагрузкам и могут использоваться для прерывистого точения. Их получают спеканием под высоким давлением 7-8 ГПа при высоких температурах 2000-2300 °С, что ограничивает срок службы аппаратов высокого давления, которые используют для их получения. Также, высокая температура спекания не позволяет избежать роста зерна из-за рекристаллизации.

Целью работы является получение сверхтвердого композита на основе cBN с повышенной трещиностойкостью за счет формирования дисперсной микроструктуры, в которой роль связующей зерен cBN играет более дисперсная композиция на основе фаз, испытывающих в процессе спекания композита под высоким давлением фазовые превращения в более плотные модификации. За счет кристаллизации новых фаз возможно управлять формированием зеренной структуры композита.

Материалы и методики исследования. В качестве исходных использовали коммерческие порошковые материалы: микропорошок cBN(M36, Element Six Micron+ ABN, South Africa, 3-6 мкм), микропорошок hBN (Aldrich, 1 мкм) и субмикронный порошок α-Si₃N₄ (H.C.Stack, 0,6 мкм). Порошки смешивали в ацетоне в планетарной мельнице "Pulverizette-2" (2 час, 200 об./мин). Из полученной смеси прессовали заготовки диаметром 15 мм и высотой 5 мм под давлением 200 МПа. Спекание композита осуществляли при давлении 7,7 ГПа и температурах 1600-1800 °С в аппарате высокого давления типа «тороид» на прессе ДО 044 усилием 20 МН с использованием контейнера из прессованного литографского камня на бакелитовой связке. Методика приготовления образцов описана в [3].

Измерения упругих характеристик производили по скорости распространения ультразвуковых волн в двух взаимно перпендикулярных направлениях с использованием детектора ультразвукового потока Panametrics Epoch III в соответствии с методикой [3]. Скорости поперечной и продольной волн определялись по отношению толщины образца и соответствующего времени прохождения волны.

Для измерения твердости по Кнупу при нагрузке 9,81 Н использовали микротвердомер МНТ-240 "LECO", а для измерения твердости по Виккерсу и трещиностойкости K_{1c} при нагрузке 98,1 Н – твердомер Future Tech FV-700e Vickers. Коэффициент трещиностойкости K_{1c} определяли по размеру отпечатка и длине трещин по формуле Ниихара [4], включающей значения твердости и модуля Юнга E .

Для определения фазового состава композитов использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-3 в $\text{Cu-K}\alpha$ -излучении. Анализ фазового состава спеченных образцов композита, а также полуколичественную оценку концентрации обнаруженных фаз проводили с использованием специализированного программного обеспечения Crystallographica Search Match и базы данных PDF-2.

Результаты. Физико-механические свойства и фазовый состав композитов, спеченных при различных температурах, представлены в табл. 1 и 2, а микроструктура композита, спеченного в оптимальном режиме - на рис. 1. Наилучшее сочетание твердости, трещиностойкости и модуля Юнга имеет композит, спеченный при температуре 1650 ° С. Размеры зерен соответствуют размерам частиц исходной смеси.

Таблица 1 – Физико-механические и упругие свойства композита $\text{cBN-Si}_3\text{N}_4$ в зависимости от условий спекания

$T_{\text{сп}}, ^\circ\text{C}$	Плотность, г/см^3	HK1, ГПа	HV10, ГПа	$K_{1c}, \text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$	Коэфф. Пуассона	$E, \text{ГПа}$
1600	3,33	20,0 ± 1,2	-	-	0,06	289 ± 14
1650	3,43	36,6 ± 1,5	41,7 ± 0,01	13,1 ± 0,3	0,13	832 ± 37
1700	3,44	29,4 ± 1,0	36,8 ± 0,02	15,3 ± 0,7	0,10	609 ± 11
1800	3,43	36,7±0,9	41,9± 0,01	7,0±0,5	0,46	165 ± 8

Таблица 2 – Фазовый состав композита $\text{cBN-Si}_3\text{N}_4$, спеченного при различных температурах

Температура спекания, °С	Время спекания, с	Содержание, %				
		hBN	cBN	$\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$	$\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$	SiO_2
1600	60	6,35	87,02	0,97	3,49	2,17
1650	60	1,06	94,60	-	4,34	-
1700	60	4,76	87,10	0,54	5,39	2,21
1800	27	1,03	95,76	-	3,21	-

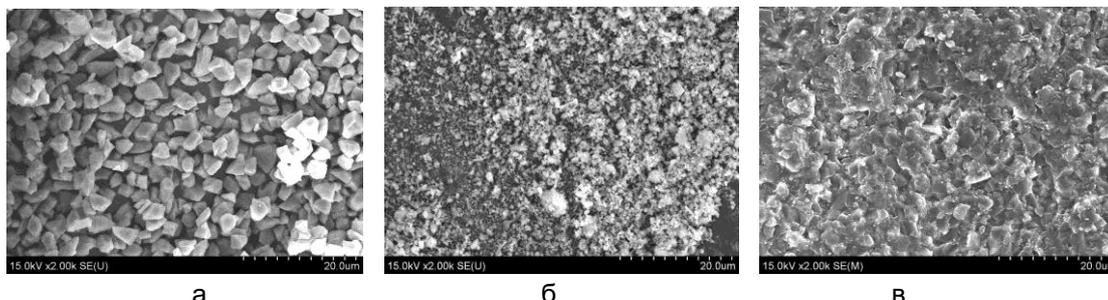


Рисунок 1 - Микрофотография частиц микропорошка cBN (а), субмикронного порошка $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ (б) и микроструктура (СЭМ, фрактограмма) композита $\text{cBN-Si}_3\text{N}_4$ (в), спеченного при 1650 ° С.

Таблица - 3. Характеристики поликристаллических СТМ на основе cBN

Характеристика	Киборит-1 [1]	Борсинит [2]	Беланит-2	Беланит-2
Количество cBN, %	96-97	97	95	87
Температура спекания, ° С	1800-2000	2100-2300	1650	1700
Давление спекания, ГПа	7,0-8,0	7,7	7,7	7,7
Размер зерен, мкм	3-14	2-3	0,5-3	-
Состав связующего	AlN, AlB ₁₂	β-Si ₃ N ₄	cBN, β-Si ₃ N ₄	cBN, β-Si ₃ N ₄
Плотность, г/см ³	3,42-3,45	3,47	3,43	3,44
Твердость НК1, ГПа	32-36	-	36,6±1,5	29,4±1,1
Твердость HV10, ГПа	-	36,2±2,6	41,7±0,1	36,8±0,1
Трещиностойкость K _{1с} , МПа•м ^{1/2}	8-13,5	11,7±1,5	13,1±0,3	15,3±0,7
Модуль упругости, ГПа	880	860	832±37	609±11
Модуль сдвига, ГПа	-	366	368,1	276,8
Модуль объемного сжатия, ГПа	-	440	374,8	253,7
Коэффициент Пуассона	0,16	0,175	0,13	0,10

Анализ данных в табл. 3 показывает, что твердость и трещиностойкость полученного композита Беланит-2 и Киборита-1 сопоставимы, и несколько выше, чем у Борсинита, а температура спекания ниже приблизительно на 500 ° С, чем у Борсинита.

Выводы. Исследовано влияние температуры спекания (1600-1800 ° С) при давлении 7,7 ГПа сверхтвёрдого композита из шихты на основе микропорошка cBN с добавкой субмикронного порошка α-Si₃N₄ и микропорошка hBN в качестве связующих фаз на его плотность, микроструктуру, фазовый состав, механические и упругие свойства. Установлена активация процесса спекания cBN за счет фазовых превращений в нитридах бора и кремния в более плотные модификации. Получен новый сверхтвёрдый материал Беланит-2 с микрокристаллической структурой, трещиностойкостью K_{1с} до 13,1±0,3–15,3±0,7 МПа•м^{1/2}, твердостью HV10 36,8±0,1–41,7±0,1 ГПа, модулем Юнга 609±11–832±37 ГПа и более низкой температурой спекания по сравнению с известными при сопоставимом содержании cBN.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта БРФФИ №Т15МС-038, частичной финансовой поддержке проекта 7-й РП ЕС № FP7-REGPOT-2012-2013-1. и ГП «Научно-технологические технологии в технике» (2021-2023).

ЛИТЕРАТУРА

1. Беженарь Н.П., Гарбуз Т.А., Коновал С.М. Исследование особенностей формирования структуры поликристаллов кубического нитрида бора при сверхвысоких давлениях и разработка новых материалов // Актуальные проблемы физики твердого тела: в 3 т. Сборник докладов Международной научной конференции, Т.3, 15-18 октября, 2013 г. Минск, Ковчег, 2013.–С. 385-386.

2. Создание и применение инструментальной керамики на основе сверхтвёрдых структурированных композитов / С. А. Клименко, И. А. Петруша, А. С. Осипов, М. В. Никишина, М. Ю. Копейкина, В. Н. Ткач // Процеси механічної обробки в машинобудуванні, 2012.–Вып.12.–С. 127-137.

3. Klimczyk P., Figel P., Petrusza I., Olczyzna A. Cubic boron nitride based composites for cutting applications // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2011.–Vol. 44, No. 2.– P.198-204.

4. Niihara K., Morena R., Hasselman D.P.H. Evaluation of K_{1с} of brittle solid by the indentation method with low crack-to-indent ratios // Journal of Materials Science Letter, 1982.–1.–P. 13-16.

СТРУКТУРНЫЕ И ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА MnTe

Ханина А.С., Ховайло В.В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия
khovaylo@misis.ru

Материалы для рекуперации «бросовой» энергии вызывают растущий интерес из-за актуальных проблем декарбонизации экономики во всем мире и развития зеленых источников энергии. Термоэлектрическое преобразование энергии представляет собой простой и эффективный инструмент для сбора и рекуперации энергии, в том числе отработанного тепла. Эффективность преобразования определяется термоэлектрической добротностью ZT , которая выражается как $ZT = (PF/k)T$, где T – абсолютная температура, k – полная теплопроводность, PF – коэффициент мощности. В свою очередь, PF определяется как $PF = S^2/\rho$, где S – коэффициент Зеебека, а ρ – удельное электрическое сопротивление. Таким образом, для достижения высоких значений ZT эффективный термоэлектрический материал должен одновременно обладать низкой теплопроводностью и малым удельным электрическим сопротивлением, а также высоким коэффициентом Зеебека.

В последнее время появился новый подход к повышению эффективности термоэлектрического преобразования энергии. Этот подход использует короткодействующие магнитные корреляции и внедрение наноразмерных магнитных включений в объемную матрицу термоэлектрического материала, что позволяет эффективно влиять на электронный и фононный транспорт термоэлектрических композитов. Использование этого подхода позволило получить выдающиеся результаты для скаттерудитов [1], сплавов Гейслера на основе NiTiSn [2] и т.д. [3].

Бинарное соединение MnTe, которое обладает антиферромагнитным упорядочением при температурах ниже $T_N \approx 310$ К, рассматривается как один из перспективных материалов для использования в этих целях. Исследования термоэлектрических свойств MnTe начались в 1960-м годах, когда Na использовался для контроля концентрации дырок, а его пиковое значение zT оценивалось равным 0,4 [Ошибка! Источник ссылки не найден.]. На сегодняшний день уже известно множество простых стратегий для увеличения zT за счет увеличения коэффициента мощности и уменьшения теплопроводности решетки. В последние годы успешно используется подход, основанный на сплавлении теллуридов XTe (X – химический элемент основной группы или 3d-, 4d-переходной металл) с Mn, что приводит к формированию наноразмерных включений MnTe в основной матрице. В этом докладе рассмотрены структурные, магнитные и термоэлектрические свойства MnTe, а также композитов на основе термоэлектрической матрицы и наноразмерных включений MnTe, и обсуждены перспективы этого подхода для улучшения термоэлектрической добротности.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0037).

ЛИТЕРАТУРА

- [1] W. Zhao, et al., Nature (London) 549, 247 (2019).
- [2] R. Lu, et al., J. Mater. Chem. A 7, 11095 (2019).
- [3] G. Kim, et al., Nano Energy 72, 104698 (2020).
- [4] R.R. Heikes and R.W. Ure, Thermoelectricity: science and engineering (Interscience Publishers, 1961).

МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НИКЕЛЯ ПРИ ТРИБОНАГРУЖЕНИИ

¹Короткевич С.В., ²Панин С.В.

¹Гомельэнерго,
г. Гомель, РБ
korotsv@tut.by

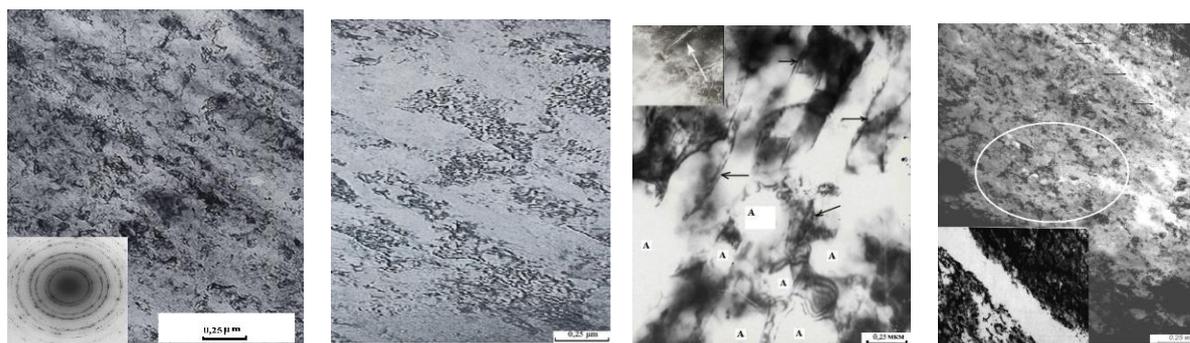
²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
г. Томск, РФ
svp@ispms.ru

Введение. Трибонагружение с определённой долей обобщения можно классифицировать как способ развития малоамплитудной ($\approx 0,04$ мкм) многоциклового знакопеременной деформации растяжения-сжатия поверхностных объёмов материала, обусловленное действием нормальных и тангенциальных сил. Циклическое воздействие нагрузок по механизму «сдвига + поворот» приводит к формированию в поверхностных слоях вихревой ротационной структуры, по периметру которой постепенно образуются микропоры [1]. Объединение микропор развивается посредством образования микротрещин. В результате формируется замкнутый контур – лепесток изнашивания. Современное состояние проблемы создания, эволюции и разрушения материалов характеризуется, как переходной период между накоплением опытных данных и их интерпретацией в категориях механики, физики, химии и выработкой основных структурных закономерностей.

Методы испытаний. Исследовался поликристаллический никель чистотой 99,99%. Образцы в виде тонких дисков полировались электролитически и отжигались в вакууме 0,133 мПа при 973 К. Испытание на трение пары Ni – Mo проводилось на машине АЕ-5 с точной установкой площади контактирования при удельной нагрузке ≈ 84 кПа и линейной скорости $\approx 0,5$ м/с. Электронно-микроскопические исследования никеля осуществлялись на микроскопе ЭВМ-100АК и Hitachi-H800 методом тонких фольг на «просвет». Разрешение Hitachi H-800 составляет $\approx 0,1$ нм. Методика препарирования образцов никеля для просвечивающей электронной микроскопии приведена в работе [1].

Результаты экспериментов и их обсуждение. Комплексное исследование микроструктуры никеля методами ФМР, электронографии, просвечивающей электронной микроскопии показали периодичность структурных изменений, происходящих при трибонагружении и связанных с развитием характерных пластически-деструкционных стадий формирования соответствующих структурных элементов на всех структурно-масштабных уровнях деформации. На основании анализа результатов исследования кинетики развития дислокационной структуры и процессов разрушения поверхностного слоя металлов при трибонагружении подтверждён осцилляционный характер изменения их прочностных свойств. Показано, что каждому циклу изменения плотности дислокаций $\Delta N(t)$ при упрочнении поверхности соответствует цикл микроразрушения с отслаиванием тонкого поверхностного слоя никеля [1].

Определены основные микроструктурные элементы фрагментирования поверхностного слоя, а именно: 1) нанокристаллические структуры (рисунок 1, а); 2) зоны с высокой плотностью дислокаций со временем нагружения приобретают форму тонких жгутов (рисунок 1, б) и ориентируются вдоль направления скольжения (микроструктурный уровень); 3) полосы скольжения (мезоструктурный уровень) и многочисленные тонкие двойники по их границам (рисунок 1, в), являются источниками зарождения мелких трещин (микроструктурный уровень); 4) объединение трещин в магистральные (макроструктурный уровень) трещины путём объединения многочисленных микропор (рисунок 1, г).



а) б) в) г)

Рисунок 1 – Изменение структуры никеля со временем трибонагружения (t):
 а) – наноструктурные образования ($t = 0,9$ кс; вставка микродифракция);
 б) – квазиравномерно распределённые текстурированные контуры ($t = 3,6$ кс);
 в) – зарождение микропор и микротрещин по границам полос скольжения;
 г) – формирование трещин и магистральных трещин при $t = 5,4$ кс

Анализ снимков микродифракции электронных лучей и АСМ изображений поверхности подтверждает формирование на поверхности никеля наноструктур. Зоны высокой плотности дефектов содержат скопления дислокационных петель и диполей с высокой плотностью. Характерной особенностью этой фрагментированной структуры является высокая угловая разориентация границ ячеек нанокристаллических состояний, сравнимая с зернограницным рассогласованием $\approx 10^\circ$.

С увеличением времени трибонагружения формируются многочисленные микропоры внутри и по границам зерен. Коагуляция пор приводит к формированию очагов транскристаллитного и интеркристаллитного разрушения. Предложена феноменологическая модель, охватывающая нано-, микро-, мезо- и макромасштабные уровни деформации поверхности никеля [2]. Она основана на анализе основных факторов, обуславливающих структурные особенности микропластической деформации поверхностных слоев металла при трении на различных структурно-масштабных уровнях.

Заключение. Установлен сдвигово-вихревой характер формирования полос локализованной деформации в условиях стесненности ее развития. Это имеет место и для условий локализованного развития деформации с последующим нарушением сплошности в условиях фрикционного нагружения. На стадии максимального упрочнения в некоторых зернах обнаруживаются сильно диспергированные участки мезосубструктуры за счёт развития ротационных сдвигов и микротрещин вдоль текстурированных формирований. Формирование этих высокодефектных микроструктур в виде мелких пластин внутри мезополосы связано с эффективным подавлением дислокационных микросдвигов. Это обуславливает высокие градиенты упругих напряжений, релаксация которых может осуществляться за счёт ротационных мод пластической деформации.

Результаты анализа кинетики поверхностного слоя металла при трении различными независимыми методами отлично согласуются друг с другом, что объясняет единую физическую сущность процессов, протекающих на поверхности металлов при трибонагружении, прокатке и др. внешних воздействиях, которые можно объяснить только с позиций мезомеханики, нелинейной механики и неравновесной термодинамики [2].

Интенсивность внешнего воздействия определяет длительность цикла изменения прочностных характеристик, величину накопления энергии деформации и степень фрагментации поверхностного слоя металлов и соответственно градиент разориентировки между структурными элементами, где количество, плотность, и их взаимодействие (нано-, субмикро-, полос скольжения, пор и т.д.) определяют доминирующую роль того или иного масштабного уровня пластической деформации в

тот или иной момент времени кинетики структурообразования, а также механизм его разрушения в соответствии с энергетической выгодностью и принципом наименьшего действия [3–5].

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0010.

ЛИТЕРАТУРА

1. В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич, Кинетика упрочнения и разрушения поверхности металлов при трении, Saarbrücken: Lambert Academic Publishing, 180 с. (2014).
2. В.Е. Панин, В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич, С.В. Панин, Мультискейлинг локальной кривизны кристаллической решетки на поверхностях трения металлических материалов как основа механизма их изнашивания, Физическая мезомеханика, Т. 20, № 1, с. 72–81 (2017).
3. С.В. Короткевич, И.А. Буяновский, Инварианты в трибологии и материаловедении, сб. тр. XIII межд. науч. тех. конф. «Трибология машиностроению», Москва, 14–16 октября, с. 131–135 (2020).
4. Korotkevich, S.V. The Principle of Least Action and Invariants / S.V. Korotkevich// Scientific Research of the SCO Countries: Synergy and Integration: proc. of International Conference, Beijing, PRC, China, 31 March 2022. – Part 2: Participants' reports in English. – P. 34–42. – DOI 10.34660/INF.2022.59.57.004.
5. Korotkevich, S.V. Multiscaling of Lattice Curvature of the Nickel / S.V. Korotkevich// Scientific Research of the SCO Countries: Synergy and Integration: proc. of International Conference, Beijing, PRC, China, 20 April 2022. – Part 1: Participants' reports in English. – P. 174–182. – DOI 10.34660/INF.2022.65.80.136.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА AL-CO-CR-FE-NI, НАПЛАВЛЕННОГО НА СПЛАВ АМГ5

**Громов В.Е.¹, Коновалов С.В.², Шлярова Ю.А.¹, Иванов Ю.Ф.³, Осинцев К.А.²,
Перегудов О.А.⁴**

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия,*

²*Самарский национальный исследовательский университет им. академика
С.П. Королева, Самара, Россия*

³*Институт сильноточной электроники СО РАН,
Томск, Россия*

⁴*Омский государственный технический университет,
Омск, Россия*

Целью настоящей работы является анализ структуры и свойств покрытия ВЭС, наплавленного на образцы сплава АМГ5.

Покрытием являлся высокоэнтропийный сплав элементного состава Al-Co-Fe-Cr-Ni, который был сформирован на подложке методом WAAM. Подложкой являлся сплав на основе алюминия АМГ5. Методами современного физического материаловедения исследовали структуру и элементный состав и свойства покрытия и прилегающего к покрытию слоя подложки.

Установлено, что в объеме покрытия значения микротвердости изменяются в пределах (6,6-6,2) ГПа и возрастают до 7,6 ГПа на границе с подложкой. Твердость подложки у границы с покрытием достигает значений (1,5-1,6) ГПа и снижается до 1,1 ГПа на расстоянии 5 мм от границы. Трибологические испытания, выполненные на продольном сечении покрытия (сечение параллельно границе раздела покрытие/подложка) в средней его части, показали, что параметр износа равен $1,0 \cdot 10^{-5}$ мм³/Н·м, коэффициент трения покрытия равен 0,24.

Исследование поперечного сечения покрытия выявило структуру, характерную для двухфазного материала, в котором в объеме основной фазы присутствуют включения второй фазы имеющие округлую (глобулярную форму) и располагающиеся по границам зерен основной фазы. Размеры включений второй фазы изменяются в пределах от 2 мкм до 9 мкм.

Слой подложки, прилегающий к покрытию, имеет игольчатую (пластинчатую) структуру. Последнее свидетельствует о легировании подложки химическими элементами покрытия с последующими фазовыми превращениями в подложке. Очевидно, это объясняет факт увеличения микротвердости данного слоя подложки.

Установлен факт легирования слоя покрытия толщиной не менее 100 мкм элементами подложки и, во-вторых, незначительное проникновение элементов покрытия в подложку в условиях низкого уровня контакта подложки и покрытия. В этом случае игольчатая структура в подложке не формируется.

В случае сплавления покрытия и подложки толщина легированного слоя подложки достигает 450-500 мкм. Легирующие элементы распределены по толщине подложки неравномерно. При этом можно выявить некоторый квазипериодический характер распределения легирующих элементов, что обусловлено особенностями формирования системы «пленка/подложка».

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 20-19-00452.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ

Аксёнова К.В.¹, Вашук Е.С.², Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.³

¹*Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк*

²*Филиал Кузбасского государственного технического университета
им. Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевске*

³*Институт сильноточной электроники СО РАН,
г. Томск*

e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Дефектная субструктура поликристаллических тел обуславливает субструктурное упрочнение и механические свойства. Перлит, являющийся основной структурной составляющей рельсов, при деформационном воздействии подвергается значительному преобразованию, сопровождающемуся протеканием целого ряда процессов [1].

В настоящей работе методами современного физического материаловедения проведены исследования и анализ дефектной субструктуры перлита пластинчатой морфологии и свойств рельсовой стали, подвергнутой разрушению в условиях деформации одноосным растяжением плоских образцов. Механические испытания осуществляли путем одноосного растяжения плоских пропорциональных образцов в виде двухсторонних лопаток с размерами рабочей области лопаток 1,5x4,45x8,0 мм. Образцы вырезали из головки 100-метровых дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 производства АО «Евраз – ЗСМК». Деформацию одноосным растяжением осуществляли на испытательной машине Instron 3369 при скорости нагружения 1,2 мм/мин. Установлено, что предел прочности на разрыв изменяется от 1247 МПа до 1335 МПа; деформация образцов при разрушении – от 0,69 до 0,75. Дефектную субструктуру стали в зоне разрушения исследовали методами просвечивающей (метод тонких фольг) электронной дифракционной микроскопии (прибор JEM-2100 JEOL).

Ранее нами в работах [1, 2] было показано, что в структуре исследуемой стали по морфологическому признаку выделяются следующие составляющие: зерна перлита пластинчатой морфологии, зерна феррито-карбидной смеси (зерна нерегулярного перлита) и зерна структурно свободного феррита (зерна феррита, в объеме которых нет частиц карбидной фазы). Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна пластинчатого перлита, относительное содержание которых в материале 0,7; относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси – 0,27; остальное – зерен структурно свободного феррита.

Как правило, структура пластинчатого перлита представлена чередующимися пластинами феррита (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа) и пластинами цементита (карбид железа состава Fe_3C , орторомбическая кристаллическая решетка). Разрушение стали в условиях одноосного растяжения плоских образцов не приводит к изменению морфологии материала. В зоне разрушения и вдали от нее присутствуют зерна с характерной для перлита пластинчатой структурой. Преобразование структуры стали выявляется на уровне дефектной подсистемы и сопровождается множественным преобразованием перлита.

Установлено, что пластины феррита перлитных колоний фрагментируются, т.е. разбиваются на области, разделенные малоугловыми границами. Деформация сопровождается формированием в объеме пластин феррита дислокационной субструктуры (рис. 1). Дислокации распределены хаотически, либо формируют скопления. Скалярная плотность дислокаций $7,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В исходном состоянии она составляет $3,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Деформация стали сопровождается формированием в образце полей напряжений, источниками которых в исследуемой стали являются границы раздела пластин цементита и пластин феррита, а также границы раздела зерен. Следует отметить, что растяжение исследуемой стали сопровождается вращением зерен перлита, которое наиболее ярко проявляется в зоне разрушения образцов. Последнее позволяет предположить наличие в зоне разрушения образца ротационной моды деформации, связанной с формированием локальной кривизны решетки. В связи с этим, можно полагать, что развитие подобного эффекта в рельсовой стали делает облегченным перемещение атомов углерода.

Выявлено разрушение пластин цементита по механизмам разрезания и растворения с последующим выносом углерода движущимися дислокациями в объем пластин феррита с образованием в них наноразмерных (8,3 нм) частиц третичного цементита округлой формы (рис. 1). Наиболее отчетливо частицы такого размера обнаруживаются при использовании методики темнопольного анализа (рис. 1, б). Наряду с растворением, пластическая деформация стали сопровождается фрагментацией пластин цементита. Обнаружено, что в зоне разрушения образцов пластины цементита, сохраняя свою исходную морфологию, разбиваются на области когерентного рассеивания, средние размеры которых 9,3 нм.

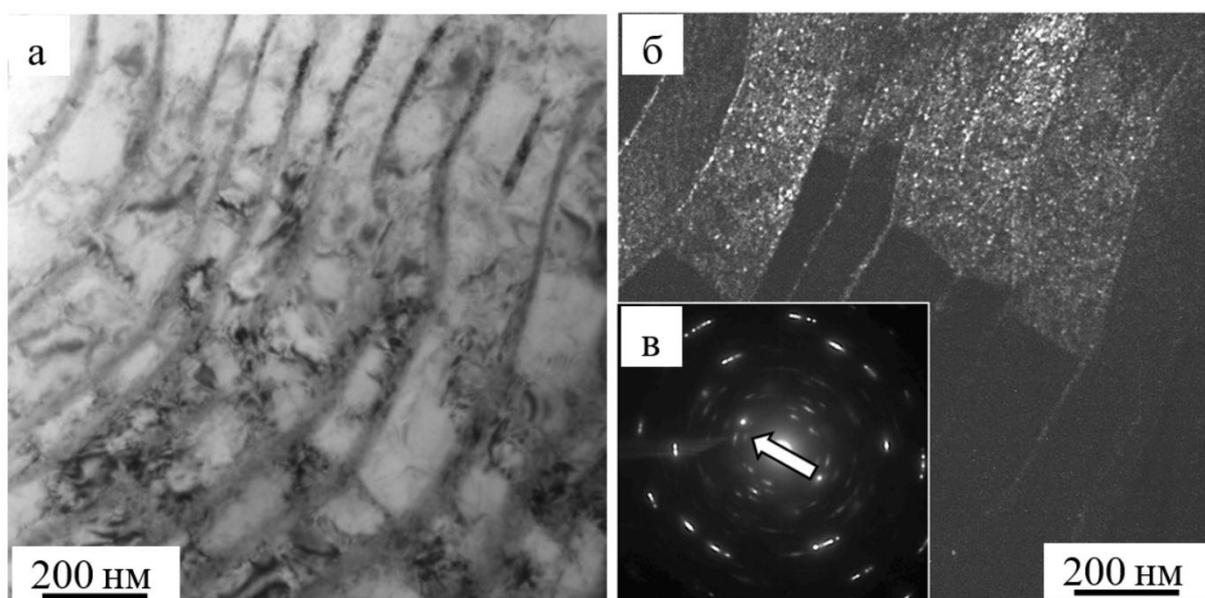


Рисунок 1 - Электронно-микроскопическое изображение наноразмерных частиц цементита, образовавшихся в пластинах феррита рельсовой стали; а – светлое поле б – темное поле, полученное в рефлексе $[110]\alpha\text{-Fe} + [121]\text{Fe}_3\text{C}$; в – микроэлектронграмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темнопольное изображение (б)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. Физика субструктурного и зернограничного упрочнения // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2014. Т. 11. №1. С. 40-49.
2. Громов В.Е., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Юрьев А.А. Эволюция структурно-фазовых состояний металла рельсов при длительной эксплуатации. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2017. 164 с.

СИНТЕЗ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ Co(2)Al-NO_3 С УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

**Петрова-Буркина О.А.¹, Голубев Р.А.¹, Рубаник В.В.¹, Рубаник В.В. мл.¹,
Пашкевич Ю.Г.², Критченков А.С.^{1,3}, Критченков И.С.^{1,4}**

¹*Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь
ita@vitebsk.by*

²*Донецкий физико-технический институт НАН Украины,
г. Киев, Украина*

³*Российский университет Дружбы народов,
г. Москва, Россия*

⁴*Санкт-Петербургский государственный университет,
Россия*

В настоящее время слоистые двойные гидроксиды (СДГ) представляют собой класс соединений, который привлекает внимание специалистов из различных областей. Они обладают слоистой структурой, причем слои связаны между собой преимущественно электростатическими силами притяжения. Размеры межслоевого пространства можно менять, и данное свойство как раз положено в основу интеркаляции – процесса включения анионов, молекул или иной группы атомов между слоями. Синтезируемые СДГ применяются во многих сферах деятельности человека: очистка воды, производство антипиренов, полимеров, медицина и фармацевтика и др. [1].

Основным способом получения СДГ является соосаждение из водного раствора солей металлов M^{II} и M^{III} , как правило нитратов и хлоридов. Процесс синтеза является длительным и в зависимости от необходимого химического состава СДГ может занимать от нескольких часов до нескольких суток [2-4]. Поэтому целью данной работы было исследование возможности сокращения времени синтеза СДГ путем замещения продолжительной по времени стадии соосаждения ультразвуковой обработкой на примере Co(2)Al-NO_3 . Ранее проведенные исследования показали, что ультразвуковое воздействие непосредственно на смесь реактивов для реализации прямого синтеза Co(2)Al-NO_3 не приводит к образованию желаемой фазы, вне зависимости от времени ультразвуковой обработки [2]. В связи с этим ультразвуковая обработка проводилась непосредственно во время процесса соосаждения.

Для получения СДГ стандартным методом в раствор, содержащий 0,5M $\text{Co(NO}_3)_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ и 0,25M $\text{Al(NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$, покапельно добавляли раствор, содержащий 1,75M NaOH и 1,24M NaNO_3 при непрерывном размешивании. В течение процедуры соосаждения величина pH смеси контролировалась и поддерживалась на уровне 8. Полученную суспензию выдерживали на водяной бане в течение 4 ч, а затем промывали дистиллированной водой. Процедура промывки была повторена три раза, чтобы удалить остаточный NaNO_3 . СДГ в виде порошка был получен высушиванием чистого продукта при 60 °C в течение 24 ч.

В случае синтеза с ультразвуковым воздействием стадия соосаждения проводилась под ультразвуковым воздействием в кавитационном режиме на частоте 22 кГц в течение 10 мин на диспергаторе УЗДН-2Т. Полученную таким образом суспензию либо дополнительно обрабатывали ультразвуком в течение 10 мин, либо выдерживали на водяной бане в течение 2 и 4 ч, с целью проверки возможности сокращения или исключения стадии выдержки на водяной бане. Далее все образцы по стандартной методике промывали дистиллированной водой три раза и сушили при 60 °C в течение 24 ч.

Согласно рентгеноструктурным исследованиям на дифрактометре ДРОН-2 в излучение $\text{FeK}\alpha$ при температура 20 °C (рисунок 1), структура синтезированных веществ соответствует структуре СДГ. На рентгенограммах присутствуют типичные для данных систем рефлексы. Параметры решетки рассчитаны по 2-м позициям

дифракционных отражений (003) и (110) (таблица 1). С приложением ультразвука, дифракционное отражение (110) расширено и перекрывается соседним (113) отражением и его положение трудно определить, что затрудняет расчёт параметра a кристаллической решетки. Однако согласно табличным данным его отклонение не значительны, следовательно можно говорить о сохранении исходного соотношения катионов в слоях СДГ. Параметр c увеличивается во всех случаях, когда была исключена 4ч стадия выдержки суспензии на водяной бане, что приводит к увеличению расстояния между бруситоподобными слоями h . Таким образом, синтез с воздействием ультразвука не должен исключать стадию 4ч выдержки на водяной бане, так как согласно рентгеноструктурным исследованиям параметры решетки в данном случае наиболее близки к параметрам для образцов, синтезированным по стандартной методике.

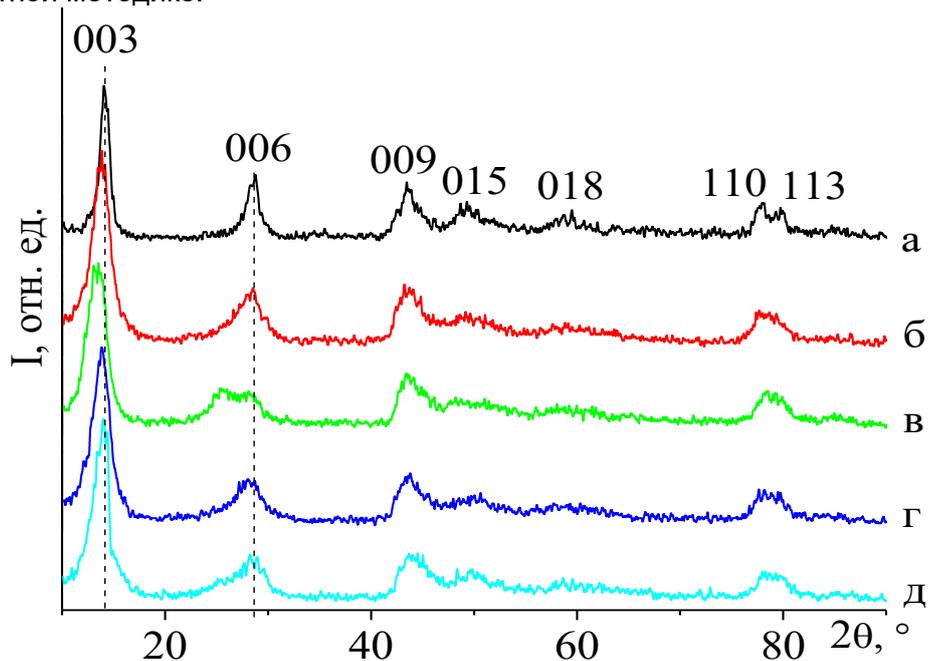


Рисунок 1 – Дифрактограммы СДГ $\text{Co}(2)\text{Al-NO}_3$, синтезированных по стандартной методике (а), под ультразвуковым воздействием в течение 10 мин без выдержки на водяной бане (б) и с дополнительной обработкой ультразвуком в течение 10 мин (в), с выдержкой на водяной бане в течение 2 ч (г) и 4 ч (д)

Таблица 1

Метод синтеза $\text{Co}(2)\text{Al-NO}_3$ СДГ		$d(003)$, Å	$\beta(003)$, °	h , Å	a	c
Стандартная методика		7,861	3,893	3,092	3,084	23,631
Синтез под ультразвуковым воздействием в течение 10 мин	без выдержки на водяной бане	8,048	1,982	3,248	3,090	24,263
	с дополнительной обработкой ультразвуком в течение 10 мин	8,224	2,393	3,424	3,065	24,826
	с выдержкой на водяной бане в течение 2 ч	8,061	2,193	3,261	3,026	24,037
	с выдержкой на водяной бане в течение 4 ч	7,951	2,089	3,151	3,068	23,605

Согласно комплексному термогравиметрическому анализу (рисунок 2), проведенному на приборе STA 449C Jupiter (NETZSCH) (скорость нагрева 10 К/мин в среде аргона), разложение образца СДГ, полученного под ультразвуковым воздействием в течение 10 мин с выдержкой на водяной бане в течение 4 ч, как и в случае синтезированного по стандартной методике, идет в две стадии: удаление физически адсорбированной воды из межслоевого пространства и с поверхности кристаллитов и термическое разложение гидроксидной матрицы до оксидов. Отличаются только температуры эндотермических пиков и процент потери массы на каждой стадии.

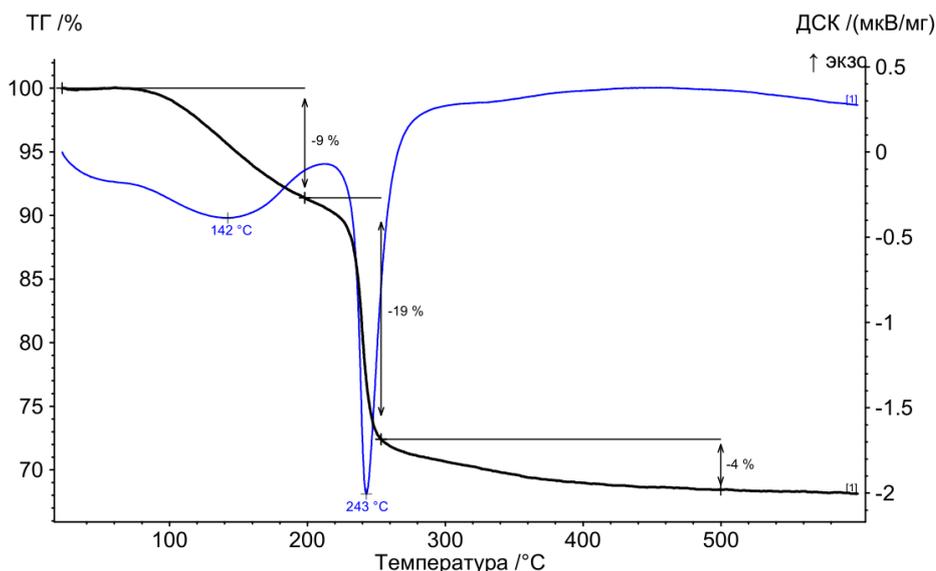


Рисунок 2 – Кривые ТГ, ДСК $\text{Co}(2)\text{Al-NO}_3$ СДГ, полученных под ультразвуковым воздействием в течение 10 мин с выдержкой на водяной бане в течение 4 ч

Таким образом, наложение ультразвука на стадии соосаждения при получении СДГ $\text{Co}(2)\text{Al-NO}_3$ позволяет сократить процесс с 1,5-2 ч до 10 мин. Однако, в этом случае, синтез с помощью ультразвука должен включать выдержку суспензии на водяной бане в течение ~ 4 ч.

Работа выполнена в рамках двустороннего проекта (Беларусь-Украина) и двустороннего молодежного проекта (Беларусь-Россия) международного сотрудничества при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, Национальной академии наук Украины и Санкт-Петербургского государственного университета (гранты № Т20УКА-020, N0120U000216, № X21PM-081, соответственно).

ЛИТЕРАТУРА

1. Житова Е.С. Кристаллохимия природных слоистых двойных гидроксидов: Диссертация на соиск. учен. степ. канд. геол.-минерал. наук (25.00.05). - Санкт-Петербург, 2016. - 289 с.
2. Salak, A.N. High-Power Ultrasonic Synthesis and MagneticField-Assisted Arrangement of Nanosized Crystallites of Cobalt-Containing Layered Double Hydroxides / A.N. Salak [et al.] // ChemEngineering. – 2019. – V. 3, Iss.3. – P. 62-73.
3. Elmoubarki, R. Ni/Fe and Mg/Fe layered double hydroxides and their calcined derivatives: preparation, characterization and application on textile dyes removal / R. Elmoubarki // J MATER RES TECHNOL. – 2017. – V.6, N3. – P. 271-283.
4. Критченков, А.С. Синтез, идентификация и анионообменные свойства слоистого двойного гидроксида кобальта-алюминия / А.С. Критченков [и др.] // Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы: материалы Междунар. науч. конф., Витебск, 25-28 мая 2021 г. / УО «ВГТУ»; редкол.: чл.-корр. В.В. Рубаник [и др.]. - Витебск, 2021. – С.108-110.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА СИНТЕЗ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ Mg(2)Fe-CO₃

Ермалович К.О.¹, Петрова-Буркина О.А.¹, Пашкевич Ю.Г.²
Рубаник В.В.¹, Рубаник В.В. мл.¹

¹Институт технической акустики НАН Беларуси,
г. Витебск, Беларусь
ita@vitebsk.by

²Донецкий физико-технический институт НАН Украины,
г. Киев, Украина

Слоистые двойные гидроксиды (СДГ) – класс неорганических соединений состава $Me_{1-x}^{2+}Me_x^{3+}(OH) [(A^{n-})_{x/n} \cdot mH_2O]$, где Me^{2+} и Me^{3+} – катионы, A^{n-} – анион или анионный комплекс. СДГ состоит из положительно заряженных слоев, образованных ионами разновалентных металлов и гидроксид-ионами, разделенных подвижными анионами и молекулами воды в межслоевом пространстве. Благодаря слоистой структуре и электростатической природе слоистые двойные гидроксиды могут быть интеркалированы различными по размерам и природе анионами или анионными комплексами, что определяет возможность их использования в качестве перспективных сорбционных материалов, катализаторов ряда органических реакций [1]. Наиболее простым, воспроизводимым и часто используемым при получении СДГ различного катионного и анионного состава является метод соосаждения, недостатком которого является весьма продолжительная стадия кристаллизации.

Существуют исследования, в которых показана возможность замены стадии кристаллизации ультразвуковой обработкой СоАл СДГ [1,2]. Поэтому цель данной работы заключалась в проведении синтеза слоистых двойных гидроксидов Mg(2)Fe-CO₃ с заменой стадии кристаллизации ее ультразвуковой обработкой.

В данной работе слоистые двойные гидроксиды Mg(2)Fe-CO₃ были получены методом контролируемого соосаждения с заменой стадии кристаллизации ультразвуковой обработкой. Процесс происходит согласно химической реакции:



В качестве источников катионов использовали нитрат магния и нитрат железа (III). Для синтеза СДГ методом соосаждения готовились два раствора. На магнитной мешалке в раствор карбоната натрия и гидроксида натрия при непрерывном размешивании по капельно добавляли раствор, содержащий соли металлов, выступающих в роли катионов (соотношение катионов в растворе – 2:1). Полученную суспензию подвергали ультразвуковому воздействию погружным волноводом на УЗГ-2-4М с частотой 18 кГц в течение 0,5; 1; 2; 5; 10; 15; 20; 30; 45 и 60 мин, затем промывали дистиллированной водой. СДГ в виде порошка был получен высушиванием чистого продукта при 60 °С в течение 12 часов [3].

Установлено, что наиболее оптимальное время воздействия ультразвука составляет 30 мин. Рентгеноструктурное исследование полученных сонохимическим методом СДГ (дифрактометр ДРОН-2, излучение FeK α , температура 20 °С) указывает, что слоистые двойные гидроксиды полностью соответствуют рентгенограмме СДГ Mg(2)Fe-CO₃, полученного стандартным методом. Данные рентгеноструктурного (рисунок 1) и термогравиметрического анализа (рисунок 2) согласуются с предполагаемым составом слоистого двойного гидроксида.

Параметры решетки (в гексагональной упаковке) для полученных СДГ были рассчитаны по 2-м позициям дифракционных отражений (00l) и (110) (таблица 1). В магний-железных слоистых гидроксидах, увеличение соотношения двух и трехвалентных металлов приводит к увеличению межплоскостного расстояния d_{003} и параметра c . Данный результат является следствием уменьшения положительного

заряда гидроксидных слоёв и силы взаимодействия между слоями и межслоевыми анионами.

Таблица 1

Метод синтеза Mg(2)Fe-CO ₃	d ₀₀₃ , Å	d ₀₀₆ , Å	d ₁₁₀ , Å	a, Å	c, Å
Стандартная методика	7,842	3,888	1,553	3,108	23,350
Кристаллизация с применением ультразвука в течение 30 мин	7,755	3,874	1,555	3,109	23,340

Параметр решётки **a**, значение которого определяется катионным составом бруситоподобных слоёв, для СДГ остаётся практически постоянным, что говорит о сохранении исходного соотношения катионов в слоях СДГ.

Параметры решетки слоистых двойных гидроксидов, синтезированных с заменой стадии кристаллизации ультразвуковой обработкой, сопоставимы с синтезируемыми по стандартной методике и литературными данными [4,5].

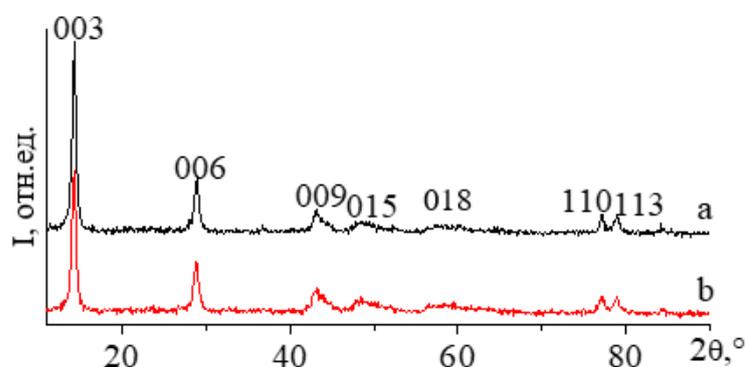


Рисунок 1 – Дифрактограммы СДГ Mg(2)Fe-CO₃, синтезированных по стандартной методике (a) и с заменой стадии кристаллизации ультразвуковой обработкой 30 мин (b)

Согласно комплексному термогравиметрическому анализу (STA 449C Jupiter (NETZSCH), скоростью нагрева 10 К/мин в среде аргона), разложение образцов Mg(2)Fe-CO₃ СДГ идет в две стадии. Для Mg(2)Fe-CO₃ первая стадия в диапазоне температур 25-200 °С, где, очевидно, происходит удаление физически адсорбированной воды из межслоевого пространства и с поверхности кристаллитов с общей потерей массы 11 %. Вторая стадия - термическое разложение в диапазоне температур 150-400 °С с двумя эндотермическими пиками при ~180 °С, 340 °С соответственно. На этой стадии удаляются компенсирующие ионы из межслоевого пространства и частично разлагается MgFe-гидроксидная матрица до оксидов, причем нагрев до температуры 400 °С вызывает потерю приблизительно 90-95% от всей массы образца.

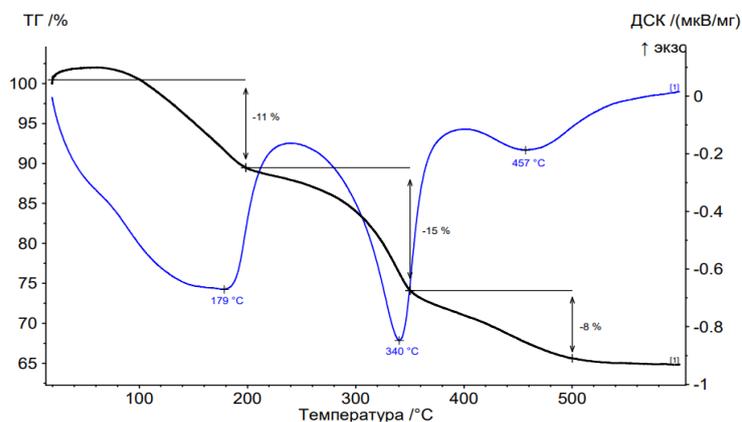


Рисунок 2 – Термогравиметрические и калориметрические кривые СДГ Mg(2)Fe-CO₃, синтезированного с заменой стадии кристаллизации ультразвуковой обработкой 30 мин

Таким образом, в результате выполнения работы получены сонохимическим методом слоистые двойные гидроксиды состава $Mg(2)Fe-CO_3$. Показана возможность применения ультразвуковой обработки СДГ на стадии кристаллизации для ускорения и сокращения числа этапов синтеза: минуя 24-часовую выдержку при 80 °С ультразвуковая обработка позволяет сократить время синтеза до нескольких часов.

Работа выполнена в рамках двустороннего (Беларусь-Украина) проекта международного сотрудничества при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований и Министерства просвещения и Национальной академии наук Украины (гранты № Т20УКА-020, N0120U000216).

ЛИТЕРАТУРА

1. Salak, A.N. Sonication accelerated formation of Mg-Al-phosphate layered double hydroxide via sol-gel prepared mixed metal oxides / A.N. Salak [et al.] // Scientific Reports. - 2019. -V. 9:10419. <https://doi.org/10.1038/s41598-019-46910-54>.
2. Salak, A.N. High-Power Ultrasonic Synthesis and MagneticField-Assisted Arrangement of Nanosized Crystallites of Cobalt-Containing Layered Double Hydroxides / A.N. Salak [et al.] // ChemEngineering. – 2019. – V. 3, Iss.3. – P. 62-73. doi:10.3390/chemengineering303006212.
3. Elmoubarki, R. Ni/Fe and Mg/Fe layered double hydroxides and their calcined derivatives: preparation, characterization and application on textile dyes removal / R. Elmoubarki // J MATER RES TECHNOL. – 2017. – V.6, N3. – P. 271-283. <http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>.
4. Radha, A.V. Order and disorder among the layered doublehydroxides: Combined Rietveld and DIFFaX approach / A.V. Radha, P. Vishnu Kamath, C. Shivakumara // Acta Cryst. B. – 2007. – V. 63. – P. 243-250.
5. Johnsen, R.E. Structural and microstructural changes during anion exchange of CoAl layered double hydroxides: An in situ X-ray powder diffraction study / R.E. Johnsen, F. Krumeich, P. Norby // J. Appl. Cryst. – 2010. – V. 43. – P. 434-447.

ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Багрец Д.А., Лабецкий В.С., Круглешов А.А., Шакуров И.А.

*ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
г. Витебск, Республика Беларусь,
ita@vitebsk.by*

К настоящему времени известно, что ультразвуковая обработка (УЗО) позволяет модифицировать структуру материала, естественно, изменяя и его механические свойства [1-4]. Это обусловлено широким спектром эффектов, связанных с воздействием ультразвука на материалы: улучшение структуры, снятие внутренних напряжений в деформированных металлах, повышение характеристик пластичности (акустопластический эффект) и др. При этом, в зависимости от частоты, амплитуды, локальности воздействия, можно достичь как упрочнения материала, так и его разупрочнения, пластификации. Поэтому УЗО является перспективным методом обработки, позволяющим, в сочетании с другими способами, варьировать свойства металлов в весьма широких пределах.

Одной из научно-практических задач является установление закономерностей влияния параметров УЗО на функциональные свойства современных конструкционных материалов – титановых сплавов, «smart» материалов, в том числе с предварительно осажденными PVD-методами покрытиями, для чего авторами разработана и изготовлена экспериментальная установка ультразвуковой упрочняюще-чистовой обработки плоских заготовок (рисунок 1).

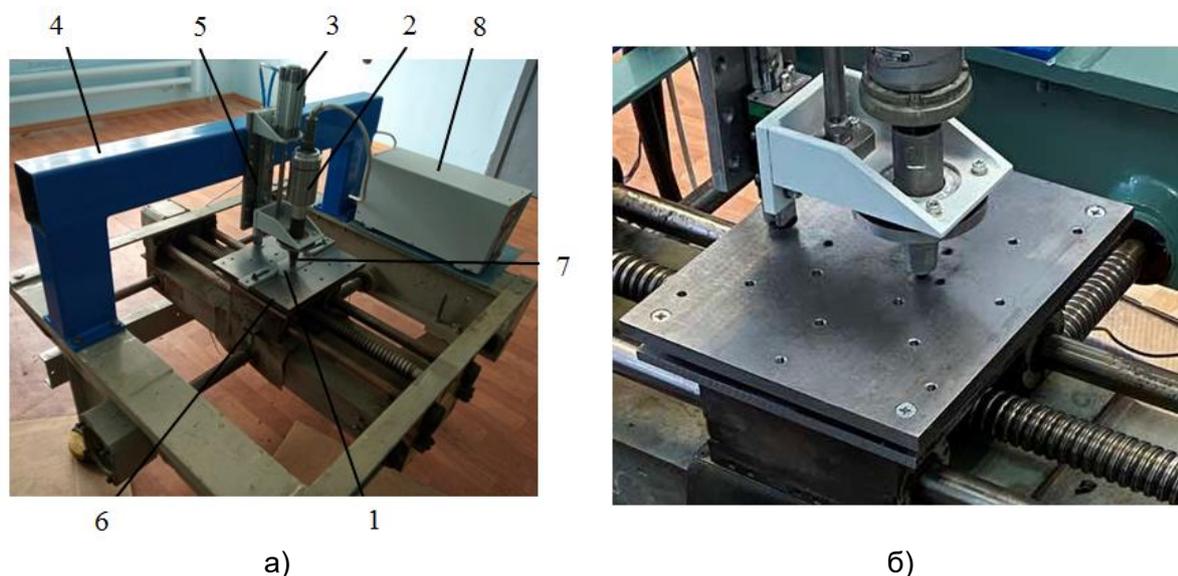


Рисунок 1 – Общий вид (а) и зона обработки (б) экспериментальной установки для ультразвуковой упрочняюще-чистовой обработки плоских поверхностей:

1 – обрабатываемая заготовка, 2 – пьезоэлектрический преобразователь, 3 – пневмоцилиндр, 4 – порталная рама, 5 – механизм вертикального перемещения, 6 – двухкоординатный стол, 7 – волновод-инструмент 8 – ультразвуковой генератор

Основными узлами установки являются: двухкоординатный стол, порталная рама, механизм вертикального перемещения, пневматический привод, ультразвуковой электронный генератор и акустическая система.

Координатный стол 6 предназначен для установки и крепления обрабатываемой заготовки (образца) 1 и ее перемещения в продольном и поперечном направлении с

помощью программируемого электропривода. Портальная рама 4 имеет прямоугольную трубчатую конструкцию с толстой стенкой для придания ей дополнительной жесткости и служит для крепления на ней акустической системы, механизма вертикального перемещения 5 и пневматической системы 3. Ультразвуковой генератор 8 преобразует стандартное напряжение сети переменного тока 220 В частотой 50 Гц в высокочастотную энергию электрических колебаний частотой 20 кГц.

Акустическая система состоит из пьезоэлектрического преобразователя 2 и присоединенного к нему волновода-инструмента 7. Преобразователь посредством пьезокерамических элементов трансформирует полученные от генератора электрические колебания в механические той же частоты. От преобразователя ультразвуковые колебания (УЗК) посредством волновода передаются на припаянный к его торцу деформирующий инструмент из твердосплавного материала ВК8, который контактирует с образцом.

Изготовление элементов акустической системы осуществлялось на основании моделирования с использованием программного пакета ANSYS. В результате конфигурация и геометрические размеры волновода-инструмента обеспечили оптимальное сочетание амплитудно-частотных характеристик колебательной системы и, как следствие, повышение эффективности ввода УЗК в зону обработки.

Основные технологические параметры разработанной экспериментальной установки:

- амплитуда и частота УЗК;
- усилие прижатия инструмента к заготовке;
- скорость перемещения заготовки;
- количество проходов инструмента.

Установка позволяет осуществлять обработку заготовок с максимальными размерами 250x350 мм.

Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ (проекты T20MC-041, T21B-004).

ЛИТЕРАТУРА

1. Артемьев, В.В., Клубович, В.В., Рубаник, В.В. Ультразвук и обработка материалов. Мн.: Эко-перспектива, 2003. – 335 с.
2. Клубович, В.В., Рубаник, В.В., Царенко, Ю.В. Электротермическая обработка стальной проволоки в ультразвуковом поле // В книге «Перспективные материалы и технологии» / Под общ. редакцией В.В. Клубовича – Витебск: Изд-во УО «ВГТУ», 2008. – Гл.6.
3. Effect of ultrasonic treatment on the microstructure and properties of nanostructured nickel processed by high pressure torsion / A. Nazarova, R. Mulyukov, Yu. Tsarenko [et al.] // Materials Science Forum. – 2011. – Vol. 667-669. – P. 605-609.
4. Лотков, А.И., Батурин, А.А., Гришков, В.Н. // Физическая мезомеханика, 8-й Спец. Выпуск. – 2005. – С.109-112.

**ВЛИЯНИЕ ИЗБЫТОЧНОГО ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА СТЕПЕНЬ
РАССЛОЕНИЯ ГРАФИТА НА ГРАФЕНОВЫЕ ЛИСТЫ В ЖИДКОЙ ФАЗЕ**

**Рубаник В.В.¹, Савицкий В.О.¹, Рубаник В.В. мл.¹, Луцков.Ф.¹, Vui Hung Thang²,
Doan Dinh Phuong²**

¹*ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»*

г. Витебск, Беларусь,

ita@vitebsk.by

²*Институт материаловедения ВАНТ,*

г. Ханой, Вьетнам

Проведение ультразвуковой обработки (УЗО) суспензии в режиме кавитации позволяет существенно интенсифицировать процесс диспергирования графита по плоскостям спайности за счет дополнительного воздействия энергии схлопывания пузырьков. В этом случае импульс энергии передается от жидкости частицам графита за более короткое время, но с заметно большей силой, что способствует интенсификации разрушения частиц графита. Необходимо отметить, что кавитационный порог сильно зависит от природы жидкости, ее температуры и наличия в ней так называемых зародышей кавитации, в качестве которых выступают исходные частицы графита и вновь образующиеся наночастицы графена. При этом снижение вязкости жидкости и ее поверхностного натяжения сопровождается и снижением порога кавитации [1].

Для повышения эффективности ультразвукового жидкофазного расслоения графита было использовано повышенное гидростатическое давление. При повышении давления и увеличении мощности УЗК, добиваются кавитации, при которой давление схлопывания кавитационных пузырьков больше, чем при кавитации без статического давления.

С целью исследования влияния избыточного гидростатического давления на степень расслоения графита в жидкой фазе была проведена УЗО графитовой суспензии на основе бензола при разном избыточном гидростатическом давлении 1, 2 и 3 атм. в течение 15 минут. УЗО для жидкофазного расслоения графита проводили с помощью генератора УЗГ-2-4М мощностью 1.5 кВт и частотой 18~кГц в кавитационном режиме. Образцы высушенных суспензий с фиксированной концентрацией графита исследовали методом рентгеновского дифракционного анализа на дифрактометре ДРОН-2, оборудованном рентгеновской трубкой с железным анодом.

Установлено, что исходный графит имел интенсивный пик в области $2\theta \approx 33.8^\circ$. В процессе УЗО интенсивность этого пика уменьшалась по мере снижения концентрации графита в суспензии и роста концентрации графеновых частиц [2]. УЗО графитовых суспензий на основе растворителя в течение 15 минут без избыточного гидростатического давления к расслоению графита на графеновые структуры не привела. Наибольшего расслоения удалось добиться с помощью УЗО в течение 15 минут при избыточном гидростатическом давлении в 3 атм (рисунок 1).

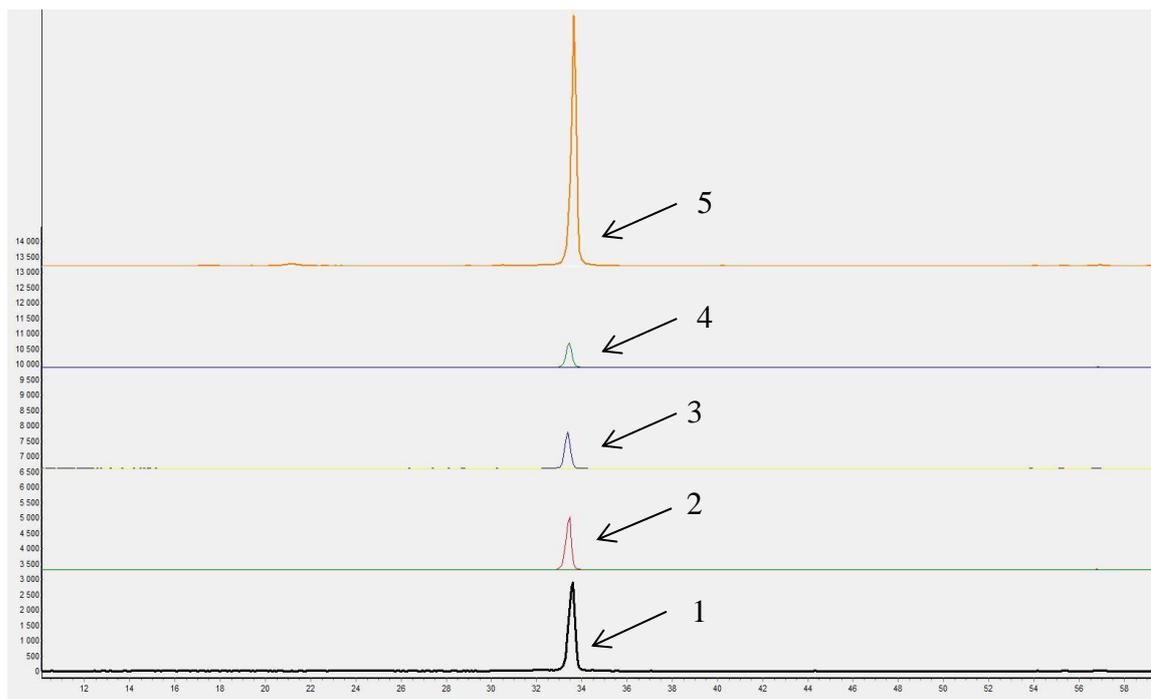


Рисунок 1 – Зависимость интенсивности линии 002 от времени УЗО: 1 – исходный графит, после УЗО в течении 15 минут: 2 – при избыточном гидростатическом давлении 1 атм., 3 – при избыточном гидростатическом давлении 2 атм., 4 – при избыточном гидростатическом давлении 3 атм., 5 – без избыточного гидростатического давления

Таким образом оптимальным режимом для синтеза графена методом ультразвукового жидкофазного расслоения является УЗО в течение 15 минут при избыточном гидростатическом давлении в 3 атм.

Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект № T21ВТНГ-004).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Агранат, Б.А. Основы физики и техники ультразвука / Б.А. Агранат [и др.]. – М.: Высшая школа, 1987. – 352 с.
2. Получение графеновых структур в графите с бензолом при воздействии ультразвука / Байтимбетова Б.А. [и др.] // Горение и плазмохимия. – 2013. – Т.11, №1. – с. 76-82.

ВЛИЯНИЕ БИОИНЕРТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА ГРАНИЦЕ МЕЖДУ ИМПЛАНТАТОМ И КОСТНОЙ ТКАНЬЮ

Филяков А.Д., Соснин К.В., Романов Д.А.

СибГИУ,

г. Новокузнецк, Россия,

filyakov.1999@mail.ru

В настоящее время интенсивно развивается метод электровзрывного напыления, в частности, биоинертных покрытий систем Ti-Zr и Ti-Nb.

Целью данного исследования является определение и анализ напряженно-деформированного состояния биоинертных покрытий системы Ti-Zr и Ti-Nb при их эксплуатации в человеческом теле.

В качестве подложки, на которую производилось электровзрывное напыление биоинертных покрытий системы Ti-Zr и Ti-Nb, использовался зубной имплантат, выполненный из титанового сплава Ti-6Al-4V (BT 6).

Формирование поверхностного слоя осуществлялось на электровзрывной установке ЭВУ 60/10М по средствам электрического взрыва ниобиевой или циркониевой фольги при поглощаемой плотности мощности 2,0 ГВт/м². Масса как циркониевой, так и ниобиевой фольги составляла 850 мг.

Структуру и морфологию полученного покрытия и прилегающего слоя подложки анализировали методами сканирующей электронной микроскопии (прибор Carl Zeiss EVO50).

Толщина полученного электровзрывного покрытия определялась на поперечных шлифах с помощью программного обеспечения Leica Application Suite. При указанных параметрах толщина покрытия составляла ≈ 63 мкм. Модуль Юнга, определяемый путем наноиндентирования покрытия при нагрузке 50 мН (NAN-твердомер NHT-S-AX-000X), равен 110 ГПа для основы, выполненной из BT6, 73,8 ГПа для покрытия системы Ti-Zr и 84,3 ГПа для покрытия системы Ti-Nb.

Для оценки влияния биоинертных покрытий системы Ti-Zr и Ti-Nb механического поведения биоинертных покрытий в программе COMSOL Multiphysics[®] версии 5.5 была разработана двумерная модель.

Все материалы, используемые при ее создании, принимаются как линейно-упругие и изотропные.

Все расчеты проводились согласно теории упругости для стационарного случая.

Оценка распределения напряжений, возникающих под действием физиологических нагрузок, производится при помощи двумерной модели, представляющей из себя многослойную балку, состоящую из подложки, представленной во всех вариантах титановым сплавом BT 6, промежуточного слоя, в разных вариантах, симулирующего поведение покрытий системы Ti-Zr и Ti-Nb, и костного слоя. Также в настоящей работе исследуется вариант, не содержащий биоинертное электровзрывное покрытие. Костный слой представлен кортикальной и губчатой тканью. Длина модели составляет 1000 мкм, а толщина 300 мкм. Толщина титановой подложки равна 87 мкм, костной ткани – 150 мкм, а промежуточного слоя – 63 мкм.

Образцы закреплены грани BE, с противоположной стороны к грани JF прикладывается сжимающая сила F_1 , направленная по оси X и равная 114,6 Н, и изгибающая F_2 со значением 29 Н, направленная вверх по оси X, в сторону слоя костной ткани. Результирующая сила равна 118,2 Н и направлена под углом 75° к поверхности имплантата. Грани: AB, AJ, AC, HD, FE – являются свободными (рисунок 2). Исследуемая модель была разделена на 745634 с размером от 0,02 мкм до 1 мкм.

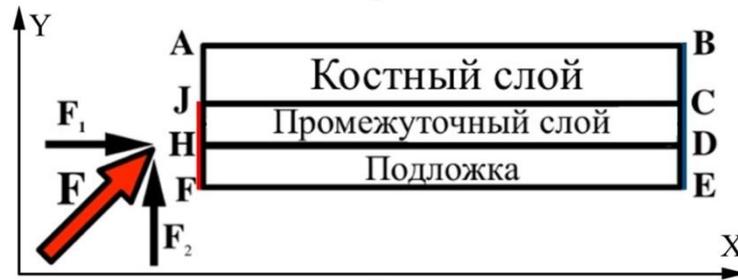


Рисунок 1 - Плоская модель воздействия нагрузок на электровзрывные биоинертные покрытия в человеческом теле

Анализ результатов конечно-элементного моделирования показал, что напряжения, возникающие в системе «имплантат – кость», распределяются неравномерно. Большие напряжения сконцентрированы в плоскости имплантата, возле границы между имплантатом и костной тканью (грань JC). Такая разница в распределении напряжений обусловлена более высоким модулем Юнга титанового сплава ВТ 6. При этом большие значения напряжений были выявлены в вариантах с губчатой костной тканью.

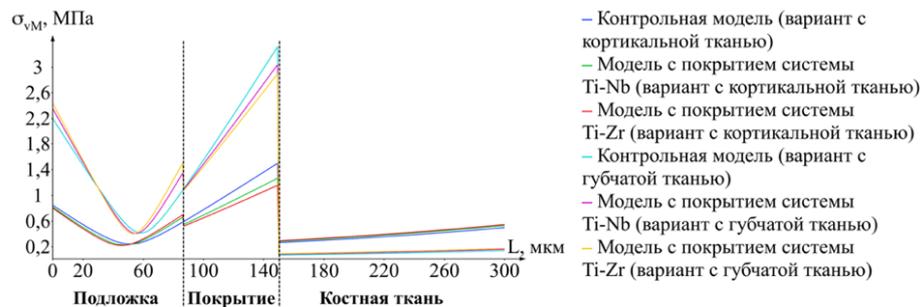


Рисунок 2 - Влияние биоинертных покрытий на распределение напряжений по Мизесу

В моделях с биоинертными покрытиями системы Ti-Zr и Ti-Nb из-за их более низких значений модуля Юнга демонстрируют уменьшение напряжений в области имплантата, а также на границе раздела «имплантат-кость» и их увеличении в слое костной ткани. Таким образом происходит перераспределение напряжений по средствам переноса напряжений из имплантата в костную ткань. Сильнее всего эффект переноса напряжений наблюдается в образцах со слоем биоинертного покрытия системы Ti-Zr.

Стоит отметить, что на границе между титановой подложкой и электровзрывным биоинертным покрытием (грань HD) образуется второй скачок механических напряжений, вызванный различием в значениях модулей Юнга покрытия и подложки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044, а также при финансовой поддержке Грантов Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-5585.2021.4 и МК-4292.2022.4.

ULTRAFINE STRUCTURED AUSTEMPERED DUCTILE IRON (ADI)

Nofal A.^{1*}, Soliman M.², M.Ahmed¹, Palkowski H.², Volochko A.³, Rubanik V.⁴

*1 Central Metallurgical Research and Development Institute (CMRDI),
Cairo, Egypt*

*2 Institute of Metallurgy, Clausthal University of Technology,
Clausthal-Zellerfeld, Germany*

*3 The Physical-Technical Institute, National Academy of Science,
Minsk, Belarus.*

4 Institute of Technical Acoustics, National Academy of Science, Belarus.

** Correspondence: adelnofal@hotmail.com*

Abstract

This paper discusses two novel approaches to produce ADI with ultrafine structure and unique combination of mechanical as well as physical properties. In the first part of the paper, a dual matrix structure (DMS) ADI is produced in thermo-mechanically processed ductile iron. The dilatometric as well as metallographic investigations showed that the ausferritic transformation was remarkably enhanced after applying thermo-mechanical treatment. Moreover, the introduction of ferrite accelerates the nucleation of ausferritic ferrite at the austenite/ferrite interface and hence, leads to the development of ultrafine ausferritic structure.

In the second part of this work, ultrafine ADI structure was achieved by applying ultrasonic treatment (UST) during solidification of the molten iron. Extensive metallographic investigations show that the ultrasonically treated ductile iron samples provide extremely fine graphite and high nodule count of more than 2000 nodule/mm². The rather high nodule count of the fine graphite resulted in decreasing the size of eutectic cells; therefore, after performing austempering heat treatment, an ultrafine ausferrite is produced in the ADI. The dilatometry studies for the developed ADI alloys showed that the time required for the completion of the ausferrite formation in UST alloys was four times shorter than that required for statically solidified SG irons.

Keywords: Austempered Ductile Iron (ADI), microstructural refinement, thermo-mechanical treatment, dynamic solidification, ultrasonic treatment, intercritical ADI.

1. Introduction

Austempered ductile cast iron (ADI) presents an important material in the ductile iron family that exhibits exceptional combination of mechanical and physical properties, such as excellent combination of strength and ductility, outstanding fatigue strength and fracture toughness combined with lower density as well as improved tribological behavior compared to steel. This exceptional combination of properties nominates the ADI to be used in various engineering applications and makes it a strong competitor for steel castings and forgings [1,2].

It is widely acknowledged that combining high ductility with high strength values is essential to produce dynamically loaded parts. Such premise intrigued many re-searchers to produce ultrafine grained materials using different production techniques [3-6].

This research discusses two novel approaches to produce ADI with ultrafine structure and unique combination of mechanical as well as physical properties. In the first part of the paper, a dual matrix structure (DMS) ADI is produced in thermo-mechanically processed ductile iron. In the second part of this work, ultrafine ADI structure was achieved by applying ultrasonic treatment (UST) during solidification of the molten iron, an approach seems easier to implement than the thermomechanical treatment.

2. Experimental Procedure

In this study, the melting and casting was performed in an induction furnace. The Mg treatment to obtain nodular graphite was performed using Vortex method. For thermo-mechanical processing and dilatometric study, a Baehr Dil 805D thermo-mechanical

simulator was used to develop a dual matrix structure (DMS) ADI. A detailed description of the device is described in Figure 1. During austenitization, the material is subjected to two deformation steps followed by an isothermal holding at temperatures within the intercritical region where austenite, ferrite and graphite coexist. Finally, subsequent quenching at different austempering temperatures would lead to the formation of proeutectoid ferritic colonies in an ausferritic matrix of different morphologies.

For the ultrasonically melt processing (USP) experiments, an ultrasonic system with potential power of 1 KW with a 20 kHz frequency had been used. A thermal resistant steel sonotrode with 20 mm- diameter was used. The sonotrode was preheated at 400 °C using a vertical tubular furnace to avoid the thermal shocking when contacting with the molten metal and to obviate an extremely fast cooling at the tip area. During UST, the sonotrode was positioned in the center of the graphite mold and deepened 30 mm from the top of the mold. The recorded ultrasonic power was approx. 700 W and the measured peak to peak amplitude was 20 μ m.

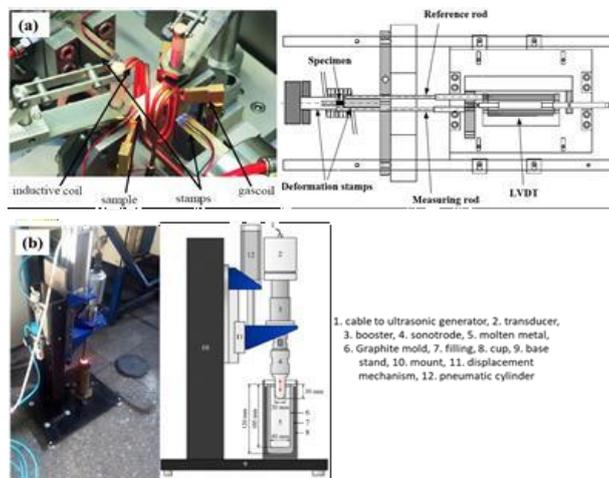


Figure 1 - Experimental setup, (a) thermo-mechanical processing, (b) USP experiments

3. Result and Discussion

The Dilatometric as well as metallographic investigations of the thermo-mechanically processed irons showed that the ausferritic transformation was remarkably enhanced after applying thermo- mechanical treatment. Moreover, the introduction of ferrite accelerates the nucleation of ausferritic ferrite at the austenite/ferrite interface and hence, leads to the development of ultrafine ausferritic structure (see Figure 2).

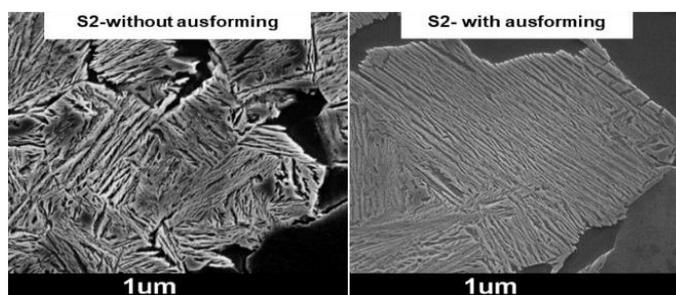


Figure 2 - SEM of the developed dual phase matrix with ultrafine ausferritic structure

In the second part of this work, ultrafine ADI structure was achieved by applying ultrasonic treatment (UST) during solidification of the molten iron, an approach seems easier to implement than the thermomechanical treatment. Extensive metallographic investigations show that the ultrasonically treated ductile iron samples provide extremely fine graphite and high nodule count of more than 2000 nodule/mm². The rather high nodule count of the fine graphite resulted in decreasing the size of eutectic cells; therefore, after

performing austempering heat treatment, an ultrafine ausferrite is produced in the ADI. The dilatometry studies for the developed ADI alloys showed that the time required for the completion of the ausferrite formation in UST alloys was four times shorter than that required for statically solidified SG irons (see Figure 3).

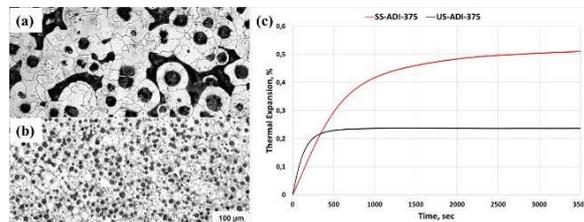


Figure 3 - Microstructure obtained from the SG iron samples, (a) static condition and (b) UST condition, (c) The dilatometry curve of the different investigated samples austempered at 375 °C, SS: conventional solidification sample, US: ultrasonic treated sample.

SEM micrographs for the ADI alloys showed an extremely fine and short ferrite lathes structure together with small austenite blocks in the matrix (see Figure 4).

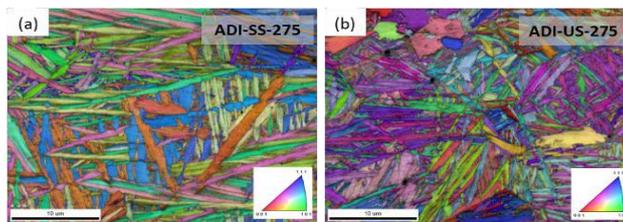


Figure 4 - Figure 11. The inverse pole figure orientation map (IPF) combined with image quality map (IQ) of the ausferrite in, (a) ADI-SS-275 sample.(b) ADI-US-275

4. Conclusions

In this research, unique ultrafine ADI alloys were successfully produced by using two different techniques. The first technique includes a combination of high temperature plastic deformation followed by subsequent quenching at very low temperatures. This process resulted in ultrafine ausferritic lathes compared to conventionally processed ADI. The second technique in this research involves using ultrasonic melt treatment. In this technique, ultrafine ADI structure was achieved and the SEM micrographs showed an extremely fine and short ferrite lathes structure together with small austenite blocks in the matrix.

REFERENCE

- [1] A. Nofal, Advances in the metallurgy and applications of ADI, Journal of Metallurgical Engineering (ME) 2 (2013) 1–18.
- [2] D. Myszka, K. Wasiluk, E. Skoek, W. Świątnicki, Nanoausferritic matrix of ductile iron, Materials Science and Technology 31 (2015) 829–834.
- [3] S. Panneerselvam, S.K. Putatunda, Processing of Nanostructured Austempered Ductile Cast Iron (ADI) by a Novel Method, Int J Metall Met Phys 3 (2018) 1–11.
- [4] M. Soliman, A. Nofal, H. Palkowski, Alloy and process design of thermo-mechanically processed multiphase ductile iron, Materials & Design 87 (2015) 450–465.
- [5] R. Voigt, P. Lynch, T. Grenko, Cast Iron Solidification with Non- Contact Acoustic Stimulation, Inter Metalcast 3 (2009) 79–86.
- [6] O. Yoshiaki, A. Goro, T. Susumu, S. Akira, H. Hideki, N. Keiji, Effects of Ultrasonic vibration on solidification structures of cast iron, The Journal of The Japan Foundrymen's Society 67 (1995) 325– 330.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ
С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ**

**Рубаник В.В.¹, Ломач М.С.¹, Рубаник В.В. мл.¹, Пряхин С.С.¹,
Довгулевич Д.А.²**

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
Витебск, Беларусь,
marischa-08@tut.by

²УО «Витебский государственный университет имени П.М. Машерова»,
Витебск, Беларусь

Получение объемных наноструктурированных металлических материалов является актуальным направлением современного материаловедения. При этом особенности наноструктурированных материалов определяются методами получения и оказывают существенное влияние на их свойства. Наиболее распространены и изучены методы интенсивной пластической деформации (ИПД): равноканальное угловое прессование (РКУП) и кручение под высоким давлением.

Известно, что ультразвуковая обработка является одним из высокоэффективных методов изменения микроструктуры и физико-механических свойств материалов [1-4]. В частности, предложено интенсифицировать процесс прессования за счет энергетического ультразвукового воздействия [5-7]. Действительно, ультразвуковые колебания (УЗК), снижая силы трения, влияют как на протекание процесса прессования, так и на свойства получаемых заготовок.

Равноканальное угловое прессование алюминия с наложением на пуансон УЗК было исследовано Ф. Джаванрооди с соавторами [8]. Результаты их исследования подтвердили, что использование ультразвуковых колебаний снижает усилие прессования. Ультразвуковая колебательная система состояла из ультразвукового генератора (источник питания), ультразвуковой пьезоэлектрический преобразователь и волновод, который служил пуансоном. Недостатком предложенного способа [8] ультразвукового воздействия на РКУП является низкая эффективность. Так снижение усилия прессования составляет менее 10%. Это связано с невозможностью ввода в очаг деформации значительной ультразвуковой энергии.

Для более эффективного использования УЗК было разработано устройство, позволяющее возбуждать колебания непосредственно в матрице. В результате удалось более чем в 2 раза снизить усилие прессования цинка [9,10].

С использованием компьютерного моделирования: пакет DEFORM 2D и 3D, входящего в состав программного комплекса DEFORM 10.0. с учетом результатов экспериментов [9,10] проведен анализ процесса РКУП с наложением УЗК.

Согласно закону Амонтона-Кулона силу трения можно описать уравнением:

$$F_T = \mu F_N \operatorname{sgn}(V) = \mu F_N \operatorname{sgn}(V_0 + a\omega \cdot \sin(\omega t)), \quad (1)$$

где: μ - коэффициент трения скольжения; F_N – нормальная составляющая силы давления на внутреннюю поверхность матрицы; $\operatorname{sgn}(u)$ – функция сигнум от аргумента u ; V_0 - скорость поступательного движения заготовки; a – амплитуда ультразвуковых колебаний, ω - угловая частота колебаний.

Из (1) для случая $V_0 \leq a\omega$ в работе [8] получено выражение для усредненной за период колебаний величины силы трения, которое представим в виде уравнения

$$\bar{F}_T = \mu \frac{2}{\pi} \arcsin\left(\frac{V_0}{a\omega}\right) \cdot F_N = \mu_{\text{USO}} \cdot F_N, \quad (2)$$

где в правую часть уравнения (2) нами введен коэффициент μ_{USO} , который будем рассматривать как эффективную величину коэффициента трения, равную

$$\mu_{\text{USO}} = \mu \frac{2}{\pi} \arcsin\left(\frac{V_0}{a\omega}\right). \quad (3)$$

В соответствии с (3) проведен расчет эффективных значений коэффициента трения μ_{USO} в условии наложения ультразвуковых колебаний на матрицу. Исходные данные для расчета были следующие: коэффициент трения скольжения при отсутствии колебаний $\mu = 0.12$; амплитуда ультразвуковых колебаний $a = 5$ мкм; частота колебаний $\nu = 18$ кГц. Скорости перемещения заготовки V_0 равнялись 0.5; 1.0; 2.0; 4.0 мм/с. Результаты вычислений (таблица 1) показывают, что эффективные значения коэффициента трения μ_{USO} при воздействии ультразвука на два порядка меньше значения коэффициента трения без наложения ультразвука ($\mu = 0.12$).

Таблица 1 – Эффективные значения коэффициента трения μ_{USO} при РКУП с наложением ультразвуковых колебаний

Амплитуда УЗК колебаний, мкм	Частота колебаний, кГц	Коэффициента трения без ультразвука	N	Скорости перемещения заготовки, мм/с	Эффективное значение коэффициента трения
5	18	0.12	1	0,5	$6.75 \cdot 10^{-4}$
			2	1	$1.35 \cdot 10^{-4}$
			3	2	$2.7 \cdot 10^{-4}$
			4	4	$5.4 \cdot 10^{-4}$
			5	8	$1 \cdot 10^{-3}$

Расчет усилия прессования проводили для скорости перемещения пуансона 4 мм/с и значениях коэффициента трения: $\mu = 0.12$; $\mu = 0$; $\mu = \mu_{\text{USO}} = 5.4 \cdot 10^{-4}$ (рисунок 1). Отметим, что нагрузочные характеристики, рассчитанные для случаев с наложением ультразвука и нулевым трением, совпали. Отношение между пиками нагрузки при РКУП без ультразвука и с ультразвуком составляло до 2.04.

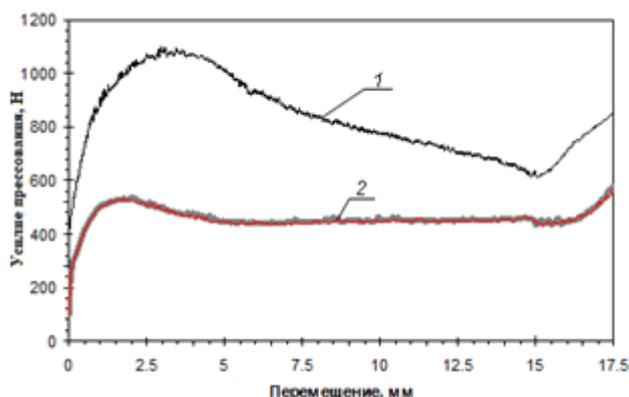


Рисунок 1 – Рассчитанное усилие прессования для обычного (1) и ультразвукового РКУП (2)

Таким образом результаты компьютерного моделирования показывают, что экспериментальные данные по снижению усилия прессования в 1.5-2 раза за счет применения ультразвука в процессе РКУП [9,10] могут быть объяснены уменьшением силы трения скольжения за счет ультразвукового воздействия, что согласуется с данными, приведенными в работе [8].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 . Клубович В.В., Степаненко А.В. Ультразвук и пластичность.- Минск: Наука и техника, 1976. - 446 с.
- 2 . Клубович В.В., Степаненко А.В. Ультразвуковая обработка материалов. - Минск: Наука и техника, 1981. - 295 с.
- 3 . Клубович В.В., Артемьев В.В., Сакевич В.Н.Ультразвуковые виброударные процессы. Мн.: БНТУ, - 2004. - 258 с.
- 4 . Северденко В.П., Клубович В. В. Применение ультразвука в промышленности. Мн.: Наука и техника, 1967. - 225 с.
- 5 . Шилин, А.Д., Ультразвуковая механоактивация порошковых материалов / А.Д. Шилин, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник (мл.) // Перспективные материалы и технологии / Под. ред. В.В.Клубовича – Витебск: Изд-во УО «ВГТУ», 2013. – Гл. 30. – С. 630-651.
- 6 . Хасанов, О.Л., Двилис Э.С., Похолков Ю.П. Соколов В.М. Механизмы ультразвукового прессования керамических нанопорошков. //Перспективные материалы. - 1999 .- № 3.- С. 88-94 .
- 7 . Blaha, F. Langenecker, B. Naturwissenschaften 42 (1955). – P.556.
- 8 . Djavanroodi, F Experimental investigation of ultrasonic assisted equal channel angular pressing process/ F. Djavanroodi, H .Ahmadian, R. Naseri, K. Koohkan, M. Ebrahimi // Archives of Civil and Mechanical Engineering Volume 16, Issue 3, May 2016, P.249-255.
- 9 . Рубаник, В.В. Влияние ультразвукового воздействия на силовые характеристики равноканального углового прессования цинка / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., М.С. Ломач, В.Ф. Луцко, В.В. Дедюро // Техническа акустика: разработки, проблемы, перспективы. Материалы межд. научн. конф. Витебск, Беларусь 25-28 мая 2021. - С.132-133.
- 10 . Ломач, М.С. Равноканальное угловое прессование с наложением ультразвука/ Ломач М.С., В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл. // Тез. докл. XVIII Межд. конф. молодых ученых в науке. Минск, Беларусь, 27-30 сентября 2021. – С. 264-265.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ МЕХАНОАКТИВАЦИЯ ПОРОШКА ПЬЕЗОКЕРАМИКИ
 $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3$

Рубаник В.В.¹, Фролов В. К.^{1,2}, Колодинская Н.С.³, Arturs Atvars⁴

¹ГНУ «Институт технической акустики Национальной академии наук
Беларуси», г. Витебск, Республика Беларусь

²УО «ВГУ имени П.М. Машерова»,

г. Витебск, Республика Беларусь, frolov20.20@mail.ru

³ГНУ «Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа»,
г. Минск, Республика Беларусь

⁴Институт физики твердого тела Латвийского Университета,
г. Рига, Латвия

Пьезокерамика находит широкое применение во многих областях науки и техники, она используется в радиоэлектронике, приборостроении, гидроакустике, медицине, атомной энергетике, авиационной технике и др. Интерес к бессвинцовой пьезокерамике обусловлен в первую очередь экологическими соображениями, так как в состав практически всех распространенных пьезоэлектриков входит свинец, который в соответствии с экологическим законодательством многих стран мира должен быть исключен из состава товаров широкого потребления. $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3$, как представитель бессвинцовой пьезокерамики, обладает рядом преимуществ, таких как низкая потеря пьезоэлектрических свойств при относительно высокой температуре (473 К), простая технология получения, невысокая стоимость производства, в сравнении с материалами, содержащими свинец [1-3]. Качество получаемой керамики зависит от многих факторов, в том числе и от размера частиц исходного порошка, их склонности к конгломерации и агломерации. Учитывая данный факт, актуальной задачей является уменьшение размера частиц за счет ультразвуковой механоактивации [4].

Цель исследования: изучение влияния ультразвуковой обработки порошка $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3$ на его гранулометрический состав.

Ультразвуковую обработку исходных порошков $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3$ проводили при различных гидростатических давлениях по методике и на установке (рисунок 1), описанной в работе [4]:

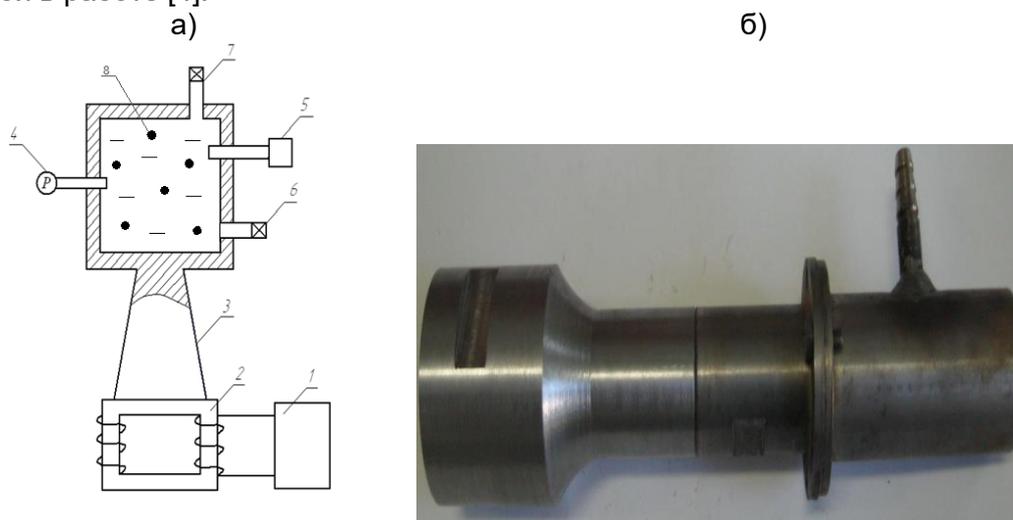


Рисунок 1 — Схема установки для ультразвуковой механоактивации порошковых материалов под избыточным гидростатическим давлением (а)

и акустический узел с камерой высокого давления (б):

1 — ультразвуковой генератор, 2 — магнестрикционный преобразователь, 3 — волновод-концентратор ультразвуковых колебаний, 4 — манометр, 5 — датчик кавитации, 6 — патрубок для удаления суспензии, 7 — клапан подачи сжатого воздуха, 8 — обрабатываемый порошок

В качестве источника ультразвуковых колебаний использовали генератор УЗГЗ-4 с магнитострикционным преобразователем ПМС-15-А-18 мощностью 4 кВт. Амплитуда ультразвуковых смещений составляла до 30 мкм, частота – 22 кГц. Гидростатическое давление создавали с помощью компрессора марки REMEZA СБ/С24 GM 192. Обработку порошка осуществляли в спирте. Исследование гранулометрического состава и определение дзета-потенциала проводили на лазерном анализаторе размера частиц Zetasizer Nano ZS фирмы Malvern (Великобритания). Диапазон измерений составлял от 0.6 нм до 6 мкм.

Ультразвуковую обработку порошка осуществляли по режимам в соответствии с таблицей.

Таблица 1– Режимы УЗО

Номер образца	Время обработки	Давление
1	30 минут	1 атм.
2	60 минут	1 атм.
3	30 минут	2 атм.
4	30 минут	4 атм.
5	60 минут	2 атм.
6	60 минут	4 атм.

После обработки порошки сушили в сушильном шкафу при температуре 60 градусов.

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-2, оборудованным рентгеновской трубкой с железным анодом. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что существенных структурных и фазовых изменений после УЗО в порошке не происходит.

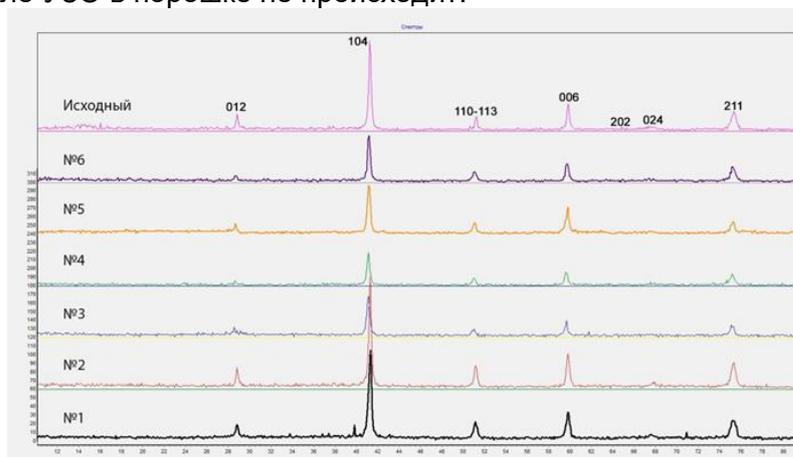


Рисунок 2 – Рентгенограммы образцов $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3$

Однако УЗО приводит к существенным изменениям гранулометрического состава порошка (таблица 2). Причем за счет выбора режимов УЗО можно целенаправленно изменять гранулометрический состав порошка.

Таблица 2 -Гранулометрический состав образцов

№ образца	10% частиц имеют размер меньше, μm	50% частиц имеют размер меньше, μm	90% частиц имеют размер меньше, μm
Исходный (0)	530,0	1275,0	4900,0
1	410,0	750,0	5700,0
2	470,0	940,0	5600,0
3	460,0	1270,0	5450,0
4	470,0	980,0	5250,0

5	325,0	460,0	630,0
6	420,0	750,0	4900,0

Естественно, предварительная механоактивация порошка должна влиять и на качество прессовок. Действительно, прессовки (рисунок 3) из порошка, подвергнутого УЗО и прессованию с наложением на пуансон ультразвуковых колебаний, имели более высокую удельную плотность. В качестве пластификатора был выбран поливиниловый спирт.



Рисунок 3 – Вид спрессованных таблеток $\text{Na}_{0,5}\text{Bi}_{0,5}\text{TiO}_3$

Полученные результаты могут быть использованы для дальнейших исследований физико-механических и электрофизических свойств синтезированной бессвинцовой пьезокерамики.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. E. Briks, M. Duncce, R. Ignatas, et al. Structure and dielectric properties of $\text{Na}_{1/2}\text{Bi}_{1/2}\text{TiO}_3\text{-CaTiO}_3$ solid solutions. J. Appl. Phys., vol. 119, p. 074102(2016).
2. E. Briks, M. Duncce, J. Perantie, et al. Direct and indirect determination of electrocaloric effect in $\text{Na}_{0,5}\text{Bi}_{0,5}\text{TiO}_3$. J. Appl. Phys., vol. 121, p. 224102(2017).
3. L. Eglite, M. Antonova, E. Briks, et al. Grain growth in $\text{Na}_{0,5}\text{Bi}_{0,5}\text{TiO}_3$ -based solid solutions. Integr. Ferroelectrics, vol. 196, p.112(2019).
4. Шилин, А.Д. Ультразвуковая механоактивация порошковых материалов / Шилин А.Д., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл.// Международный симпозиум "Перспективные материалы и технологии": сборник статей, Березинский заповедник, 29 мая - 1 июня 2013 г. / УО "ВГТУ". - Витебск, 2013.

ПРИГОТОВЛЕНИЕ И ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОМАТЕРИАЛАМИ СУСПЕНЗИЙ

¹Шилин А.Д., ²Ажаронок В.В., ³Рубаник О.Е., ⁴Шилина М.В.

¹ГНУ «Институт технической акустики» НАН Беларуси»,
г. Витебск,

²ГНУ «Институт физики имени Б.И. Степанова НАН Беларуси»,
г. Минск,

³УО «Витебский государственный технологический университет»,
г. Витебск,

⁴УО «Витебский государственный университет имени П.М. Машерова»,
г. Витебск

Основной особенностью физических методов активации является их временный характер, результат воздействия сохраняется в течение нескольких минут или часов. При введении же в воду наночастиц длительность ее активированного состояния значительно возрастает и при низких концентрациях в воде сохраняется месяцами [1,2].

Целью работы являлось исследование влияния условий активации жидкостей ультразвуком (УЗ) на процессы гидратации, механизмы структурообразования, технологические и механические свойства полученных стоматологических цементов.

Объектом исследования являлись модифицированные углеродными наноматериалами (УНМ) жидкости затворения стоматологических цементов.

В качестве наномодифицирующей добавки оптимальной размерности был выбран УНМ с распределением частиц: 0–1 мкм – 55,2%, 1–2 мкм – 42,5%, 2–3 мкм – 2,2%, [3]. Были получены 0,03 %, 0,3 % и 0,6 %-ные суспензии УНМ в дистиллированной воде, что соответствовало при затворении порошка цемента суспензиями в воде содержанию добавки 0,0075 %, 0,074% и 0,15 % от массы цемента.

Ультразвуковую обработку проводили при избыточном давлении $3 \cdot 10^5$ Па, мощности УЗК 1 кВт, 22 кГц, времени обработки 1 минута, используя генератор УЗГ1-1 с магнитострикционным преобразователем ПМС1-1.

Было изучено влияние содержания наномодификатора в неактивированных и активированных ультразвуком суспензиях в дистиллированной воде на свойства и характеристики стоматологического материала «Аквадент». При изучении влияния содержания УНМ на pH суспензий до обработки ультразвуком было установлено (рисунок 1, кр.1), что с увеличением концентрации наномодификатора происходит снижение величины pH.

После ультразвуковой обработки (рис.1, кр.2) наблюдался эффект повышения величины pH суспензий, связанный с изменением структуры воды в ультразвуковом поле, разрушением структурообразующих водородных связей, изменением равновесия в диссоциации кислотных и основных групп, образованием избыточного количества активных ионов (H_3O^+ , H^+ , OH^- , $RCOO^-$), что находит отражение в изменении pH суспензий. После их активации фиксировалась экстремальная зависимость pH от содержания наномодификатора с экстремумом при концентрации около 0,6 %.

Активированные и неактивированные ультразвуком суспензии УНМ в дистиллированной воде были использованы для затворения стоматологического материала «Аквадент».

Время жизнеспособности стоматологического материала было определено по глубине погружения иглы в затворенное цементное тесто с помощью прибора Вика. Как в активированных, так и в исходных образцах материалов в отсутствие УНМ время жизнеспособности теста при температуре 25⁰ С составляло 1мин 40 сек. По мере увеличения содержания модификатора время увеличилось до 2–3 минут. Дополнительная обработка воды и суспензий ультразвуком существенного влияния на время жизнеспособности не оказывала.

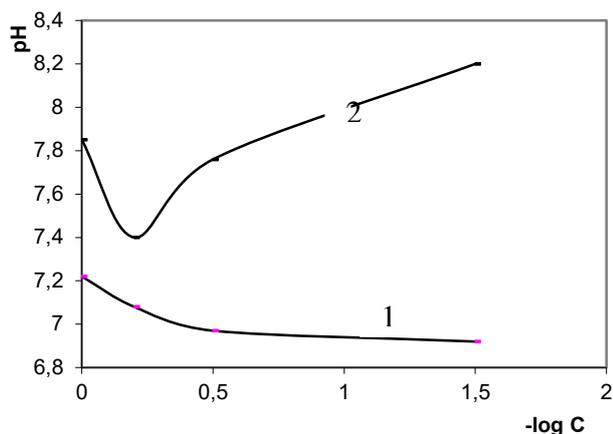


Рисунок 1 – Влияние концентрации УНМ на pH суспензий в дистиллированной воде: 1 - до обработки УЗ, 2- после обработки УЗ

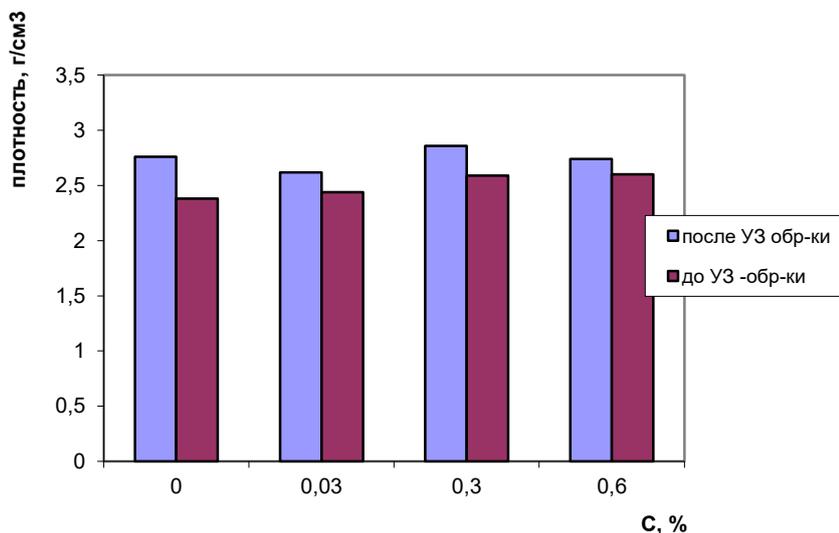


Рисунок 2 – Влияние концентрации наномодификатора на плотность цемента

На рисунках 2 и 3 приведены результаты изучения суточной плотности и прочности при сжатии образцов стоматологического материала, затворенных суспензиями УНМ в воде до и после их ультразвуковой обработки. Как видно из данных рисунков, суточная плотность материалов, затворенных суспензиями наномодификатора до УЗ обработки по мере увеличения содержания в них УНМ существенно не изменяется. Обработка УЗ по-прежнему приводит к некоторому увеличению плотности, в среднем, на 2-12%. Суточная прочность при сжатии образцов, содержащих УНМ без активации ультразвуком, возрастает по мере роста содержания наномодификатора до 0,3 - 0,6% почти в 2 раза (рисунок 3). Однако, после использования для затворения цемента контрольного образца воды, активированного ультразвуком, его прочность при сжатии резко возрастает (примерно в 2 раза), что приводит к нивелированию эффекта роста прочности от введения наномодификатора. Лишь при концентрации УНМ в суспензии 0,6 % прочность цемента сопоставима с прочностью образца, полученного на воде, обработанной ультразвуком (рисунок 3).

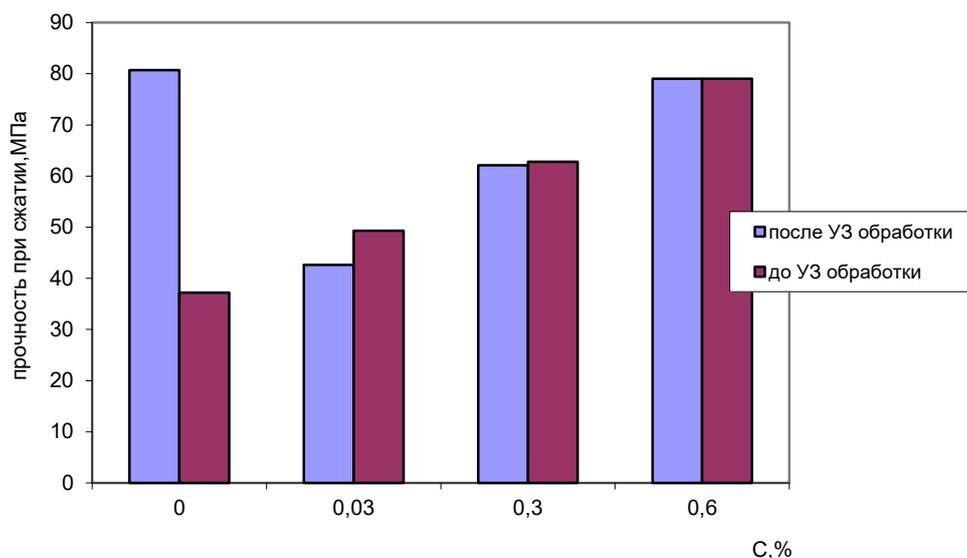


Рисунок 3 – Влияние концентрации наномодификатора в водных суспензиях на прочность при сжатии стоматологического материала

Таким образом, использование наномодификаторов и ультразвука при модификации стоматологического цемента «Аквадент» показывает улучшение его потребительских свойств и перспективность последующих исследований для практического применения.

Работа выполнена при поддержке БРФФИ (грант № т11 вт-010).

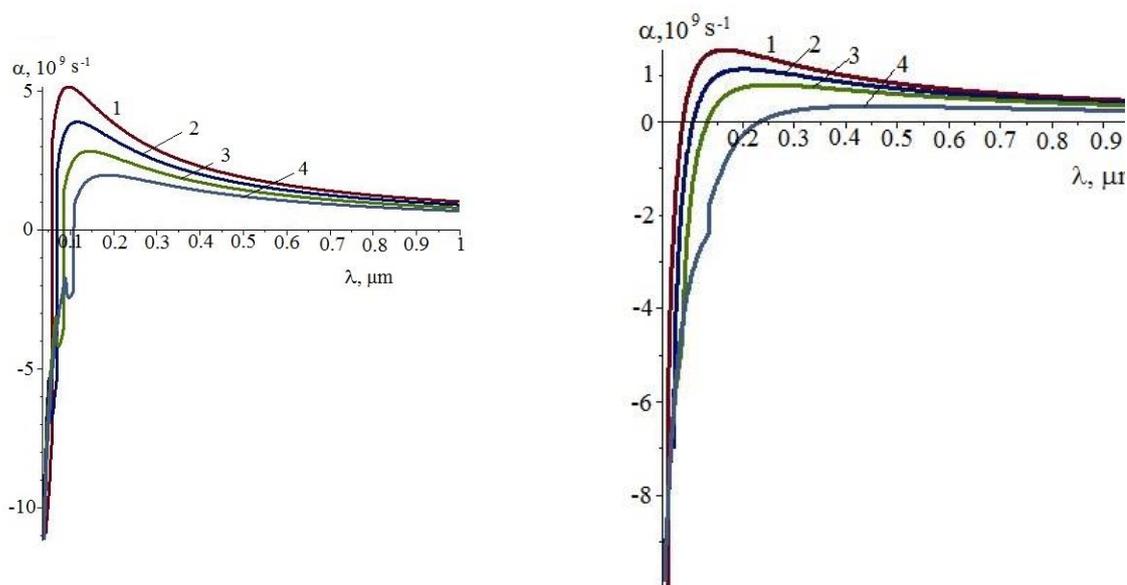
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Логанина В.И., Фокин Г.А., Вилкова Н.Г. Повышение активности воды затворения цементных систем акустическим полем // Строительные материалы. 2008. № 11. С 14-16.
2. В.В. Ажаронк, С.В. Гончарик Н.И. Чубрик и др.. Использование воды, активированной акусто-радиоволновой обработкой для затворения портландцементных бетонов / Материалы V Международной конференции по материаловедению и физике конденсированных сред (MSCMP 2010), Кишинев, 13-17 сентября 2010 года, с. 257.
3. Жданок С.А. Новые методы получения углеродных наноматериалов и перспективы их применения. Перспективные технологии и методы контроля. Витебск: изд-во УО «ВГТУ», 2009. С 5-36.

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ МИКРО И НАНОСТРУКТУР В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ

Невский С.А., Сарычев В.Д., Коновалов С.В., Громов В.Е.
*Сибирский государственный индустриальный университет,
 Новокузнецк, Россия,
 nevskiy.sergei@yandex.ru*

В последнее время наиболее интенсивно изучается воздействие низкоэнергетических сильноточных электронных пучков на структуру и свойства высокоэнтропийных сплавов различного химического состава, таких как AlCoCrFeNi и CrMnFeCoNi. Как известно при электронно-пучковой обработке на поверхности материалов имеют место высокие скорости охлаждения $\sim 10^6 - 10^8$ K/c, что приводит к формированию структуры ячеистой кристаллизации субмикроскопического и наноразмерного диапазона. Высокоэнтропийные сплавы не являются исключением. Электронно-микроскопические изображения поверхности сплавов AlCoCrFeNi и CrMnFeCoNi после облучения электронным пучком с плотностью энергии $10 - 30$ Дж/см², длительностью импульса пучка 50 мкс, частотой следования импульсов $0,3$ с⁻¹, количеством импульсов облучения – 3 показывают, что с ростом плотности энергии средний размер структур ячеистой кристаллизации увеличивается в 2 – 5 раз. Такое увеличение может быть объяснено тем, что при $E_s > 10$ Дж/см² увеличиваются потери плотности мощности на испарение вещества q_{out} , понижающие градиент температуры расплавленного слоя и тем самым увеличивая длину волны при которой будет наблюдаться максимум скорости роста возмущений поверхности расплава.



а) а) AlCoCrFeNi; б) CrMnFeCoNi

1 -- $q_{out} = 0,1q$; 2 -- $q_{out} = 0,2q$; 3 -- $q_{out} = 0,3q$; $q_{out} = 0,4q$

Рисунок - Зависимости скорости роста возмущений поверхности раздела от длины волны при различных значениях потерь плотности мощности

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (№ 20-19-00452).

МОЛЕКУЛЯРНО–ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ

Гостевская А.Н.¹, Маркидонов А.В.^{1,2}

¹Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия

²Кузбасский гуманитарно-педагогический институт Кемеровского
государственного университета,
Новокузнецк, 654027, Россия
lokon296@mail.ru

Коротко импульсная лазерная абляция – явление, которое активно используется в широком спектре приложений, от микрообработки поверхности и импульсного лазерного осаждения тонких пленок и покрытий до создания лазерных плазменных двигателей для малых спутников [1, 2]. Механизмы, ответственные за удаление материала при лазерной абляции, включают интенсивное испарение с облучаемой поверхности при малых плотностях лазерного излучения и/или больших длительностях импульсов взрывной распад участка поверхности мишени на отдельные атомы или молекулы и капли жидкости при более высоких плотностях потока энергии гидродинамический распыление или выталкивание расплавленного материала из-за действия давления отдачи при испарении или абляции выброс крупных капель или разрушенных твердых фрагментов, вызванный фотомеханическими эффектами, а также нетепловыми процессами, связанными с фотохимическими реакциями или лазерной зарядкой и кулоновским взрывом поверхности слой цели. На сегодняшний день механизмы непрерывного нагрева кристаллических решеток и атомов в ней уже углубленно изучены [3 – 5].

Облучение материала высокомоощными лазерными импульсами может приводить к отрыву вещества от поверхности (абляция), что находит свое применение в различных областях.

В рамках исследований структурных изменений в металлах при воздействии высоких температур изучались в рамках молекулярно-динамического моделирования. Модель создавалась следующим образом. В прямоугольной системе координат размер вычислительной единицы находится в трех ортогональных кристаллографических направлениях, совпадающих с осью. Далее формируется базовая ячейка, формируется массив частиц, соответствующий ОЦК-решетке, и его трансляция заполняет весь заданный объем. Расчетная элементарная ячейка представляет собой прямоугольный параллелепипед с отношением сторон $20 \times 100 \times 12 a_0$ (a_0 – равновесная постоянная решетки). Поскольку это исследование проводилось на модели кристаллита железа, постоянная решетки была установлена равной 2,866 Å. Общее количество смоделированных частиц составляет 48000 частиц. Построенная при помощи молекулярной динамики поверхность кристалла, используя периодические граничные условия по осям X и Z и свободные граничные условия по оси Y. Устанавливается ориентация вычислительных элементов в пространстве так, чтобы ось X совпадала с кристаллографическим направлением [100], ось Y совпадала с направлением [010], а Z совпадала с направлением [001]. В данном исследовании функция межатомного взаимодействия применялся потенциал, моделируемый с применением способа погруженного атома [6]. Уравнения движения, описывающие поведение системы частиц, интегрируются с помощью алгоритма для интегрирования уравнений движения Ньютона с временными шагами 1фс. Расчеты выполняются с помощью пакета XMD. Результаты моделирования визуализировались с помощью пакета визуализации OVITO [7].

Процесс моделирования производится в 2 этапа. На первых этапах расчетные ячейки нагревались неравномерно в течение времени моделирования 10 пс. Далее идет второй этап, где рассчитанная температура неравномерно охлаждается при 20 пс. Далее локальная температура ячейки, рассчитанная в процессе нагрева,

начинает превышать температуру плавления, происходит фазовый переход, образующий границу между твердой и жидкой фазами в ячейке, смещая температуру в сторону более низкой температуры. Дальнейшее увеличение температуры, приводит к отделению атомов от поверхности вычислительного блока, образуя облако испаренных частиц. Стадия охлаждения включает локализацию разбавленных областей, образовавшихся на предыдущей стадии нагрева. Алгоритм, основанный на методе α -формы Эдельсбруннера и Мюкке [8], использовался для выявления пустот и оценки площади их поверхности. Этот метод использует тетраэдрализации Делоне ряда геометрических точек. Идентификация пустот, образуемых в структуре твердого тела, включающей межатомное пространство. Радиус такой сферы должен быть не меньше половины расстояния между самыми короткими атомами, иначе в расчет включаются «искусственные» пустоты. В данной работе радиус виртуальной сферы равен значению постоянной решетки.

Быстрые процессы в металлах в настоящее время успешно изучаются методами компьютерного моделирования. Было обнаружено, что в поверхностном слое после прекращения внешнего воздействия свободный объем локализуется в виде группы пор, которые растворяются в процессе усадки. Стабилизировать данные поры можно путем увеличения скорости охлаждения расчетной ячейки или же путем создания деформации растяжения. Сжатие же расчетной ячейки позволяет вообще избежать процесса порообразования.

Исследование выполнено в рамках конкурса Минобрнауки на создание новых молодежных лабораторий «Научно-исследовательская лаборатория ЭМиОИ» (Проект №0809-2021-0013).

ЛИТЕРАТУРА

1. Гостевская, А. Н. Воздействие ультракоротких сверхмощных лазерных импульсов на твердое тело / А. Н. Гостевская // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов. Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2022. – С. 259-261.
2. Гостевская, А. Н. Молекулярно-динамическое моделирование лазерной абляции / А. Н. Гостевская, А. В. Маркидонов, В. В. Коваленко // Перспективные материалы и технологии. Минск: Белорусский государственный институт стандартизации и сертификации, 2021. – С. 21-22.
3. Явтушенко Т.О. Экспериментальное исследование процесса структурирования поверхности металла фемтосекундными лазерными импульсами высокой мощности / Т.О. Явтушенко, А.С. Кадочников., С.Г. Новиков, А.В. Беринцев, Д.А. Столяров // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2013. Т.15. №4(5). С.1033-1037.
4. Kuo J.-K. Molecular dynamics simulations of crater formation induced by laser ablation on the surface of α -Fe substrate / J.-K. Kuo, P.-H. Huang, S.-K. Chien, K.-Y. Huang, K.-T. Chen // MATEC Web of Conferences. – 2018. – Vol.167. – 03011 (6 pp).
5. Gong X.-F. Molecular dynamics simulation of pulsed laser ablation / X.-F. Gong, G.-X. Yang, P. Li, Y. Wang, X.-J. Ning // International Journal of Modern Physics B. 2011. V.25. No.4. P. 543-550.
6. Cheng C. Molecular dynamics simulation of ultrafast laser ablation of fused silica / C. Cheng, A.Q. Wu, X. Xu // Journal of Physics : Conference Series. – 2007. – Vol. 59. – P.100 – 104.
7. Mendeleev M.I., Development of new interatomic potentials appropriate for crystalline and liquid iron / M.I. Mendeleev [etc.] // Philosophical Magazine. – 2003. – Vol.83., No.35. – Pp.3977 – 3994.
8. Stukowski A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO – the Open Visualization Tool // Modelling and Simulation Materials Science and Engineering. 2010. Vol.18. 015012 (7 pp).

**ОЦЕНКА СОСТОЯНИЯ СТАЛЕЙ ПО ДИАГРАММАМ ХРУПКО-ВЯЗКОГО
РАЗРУШЕНИЯ**

Пантелеенко Ф.И., Сидоров В.А., Хмелев А.А.
*Белорусский национальный технический университет,
Минск, Беларусь,
e-mail: va_sidorov@tut.by*

Стандартные испытания на ударный изгиб предназначены для определения сертификатных значений ударной вязкости широко применяются на практике для контроля качества изделий и при исследовании случаев аварийных разрушений. Для этих целей согласно ГОСТу применяют 20 типов стандартных образцов и для каждого из них установлены конкретные оценочные критерии результатов испытаний. Это делает применение ударной вязкости как критерия отбраковки материала крайне неудобным в практическом использовании вследствие больших трудозатрат и времени испытаний.

Кроме того при ударном изгибе, напряженно-деформированного состояние в вершине концентратора напряжений настолько усложнено, что теоретический анализ ударной вязкости до сих пор не осуществлен.

В настоящей работе предлагается метод теоретической оценки вышеуказанных характеристик для малоуглеродистых сталей в диапазоне их температур эксплуатации по результатам анализа диаграмм хрупко вязкого состояния и с использованием сертификатных характеристик этих сталей, полученных по результатам испытаний на растяжение.

Известны диаграммы хрупко вязкого состояния сталей [1], взаимосвязывающие характеристики энергопоглощения ударных образцов от вязких разрушений до идеально хрупких с характеристиками их прочности, пластичности и твердости по Бринеллю в широком диапазоне температур испытания. При этом все упомянутые характеристики исследуются в диапазоне деформированного состояния сталей от исходного, т.е. в состоянии поставки, до уровней предварительной пластической деформации (пластического повреждения) вплоть до разрушения.

В качестве оси абсцисс указанных диаграмм принята их шкала твердости по Бринеллю. Это связано с тем, что в процессе деформирования стали от упругого состояния и до момента ее разрушения твердость возрастает от ее величины в состоянии поставки HB_0 до ее максимального значения HB_{max} , соответствующего моменту разрушения и связана с относительным сужением выражением:

$$HB_{max} = HB_0 e^{\psi_0}, \quad (1)$$

где ψ_0 - сертификатное значение относительного сужения.

Следует отметить две характерные точки диаграмм. Верхняя точка левой части диаграмм соответствует значению поглощенной энергии и твердости по Бринеллю HB_0 для исходного состояния стали при температуре +20°C. Значения указанных величин получают только по результатам экспериментальных исследований. При этом для исследованных сталей значения поглощенной энергии при ударном изгибе выше чем при статическом, рис.1.

Нижняя крайняя точка правой части диаграммы включает в себя одновременно три характеристики, а именно:

1. Максимальное значение шкалы твердости HB_{max} , определяемое по формуле (1);
2. Минимальное значение поглощенной энергии, соответствующее нулевому значению ψ_0 , и определяемое по формуле

$$U_{\min} = \frac{\sigma_6^2}{2E} V \quad (2)$$

где σ_6 - сертификатное значение предела прочности; V - объем образца.

3. Максимальное значение уровня пластического повреждения $\psi_{\text{пр}0}$, предшествующее моменту разрушения.

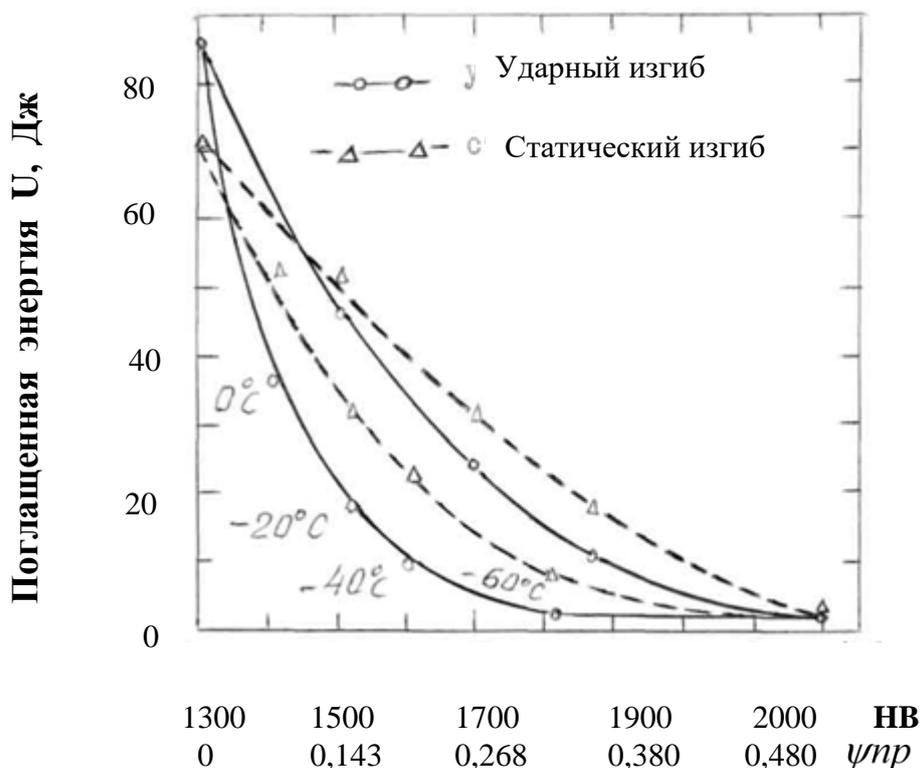


Рисунок 1 - Сравнение двух вариантов диаграмм хрупко-вязкого состояния стали ВСтЗпс4 для статического и ударного изгиба

Минимальное значение поглощенной энергии для диаграмм ударного и статического изгиба совпадают, рис.1.

Достоверность формулы (2) для малоуглеродистых и низколегированных сталей подтверждается результатами многочисленных экспериментальных исследований и обработкой результатов испытаний известных публикаций [2].

Параметры кривых, соединяющие указанные точки диаграмм, служат базой для универсального метода оценки состояния конструкций методом измерения твердости их локально деформированных зон. Известно [3], что трещины возникают и развиваются из максимально пластически поврежденных зон, вызванных технологическими методами обработки в совокупности с холодной гибкой и сваркой. При этом в указанных зонах трещины возникают и растут по точкам максимальных значений твердости, которая возрастает по мере накопления уровня пластического повреждения.

Уровень накопленной пластической деформации ψ_k в контрольной зоне определяют по формуле:

$$\psi_k = \ln \frac{HB_k}{HB_0} \quad (3)$$

где: HB_k - значение твердости по Бринеллю, полученное в результате контроля. Оставшийся запас пластичности составит:

$$\psi_{ост} = \psi_0 - \psi_k \cdot \quad (4)$$

Если предварительная пластическая деформация в металле составляет $\psi_k \geq 0,4$, то состояние металла контрольной локально деформированной зоны будет соответствовать состоянию металла в ниспадающей части диаграммы растяжения. В этом состоянии в сечениях с максимальной твердостью возникают внутренние микро и макротрещины [3], которые потом увеличивают свои размеры под действием рабочей нагрузки.

Минимальное значение поглощенной энергии, соответствующее ее значению правой крайней точки диаграммы, близко к постоянному на нижнем участке диаграммы и составляет порядка 1,5 – 2,0 Дж, (1500-2000) Нмм, рис.1. Образцы в этом состоянии разрушаются хрупко без заметных пластических деформаций, как для статического так и для ударного изгиба. Это позволяет сделать вывод о том, что процесс разрушения в этом состоянии подчиняется законам линейной механики разрушения, особенно для образцов с усталостной трещиной. Следовательно, по результатам этих испытаний можно определить значение критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} , не прибегая к изготовлению и испытанию специальных контрольных образцов, что упрощает эту операцию по сравнению с его определением по стандартным методикам.

ЛИТЕРАТУРА.

1. Жданович Г.М., Хмелев А.А. // Проблемы прочности.1981. №1.С.85-89.
2. Барсом Дж., Рольф С. В сб.: Ударные испытания металлов. М. «Мир» 1973. С. 277-296.
3. Хмелев А.А., Сидоров В.А. В сб.: Теоретическая и прикладная механика. Мн. 2002. С. 181-185.

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ СИЛУМИНОВ AL-11%SI И AL-20%SI, ПОДВЕРГНУТЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМУ ЛЕГИРОВАНИЮ С ПОСЛЕДУЮЩИМ ОБЛУЧЕНИЕМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Шлярова Ю.А., Загуляев Д.В., Громов В.Е.
 Сибирский государственный индустриальный университет,
 Новокузнецк, Россия
 e-mail: rubannikova96@mail.ru

Для исследований в настоящей работе были использованы образцы из сплавов системы Al-Si (дозэвтектического и заэвтектического состава). Химический состав используемых материалов представлен рисунке 1 определяли методами рентгеноструктурного анализа (прибор Shimadzu XRF01800). Образцы имели форму параллелепипеда с размерами 20x20x10 мм³.

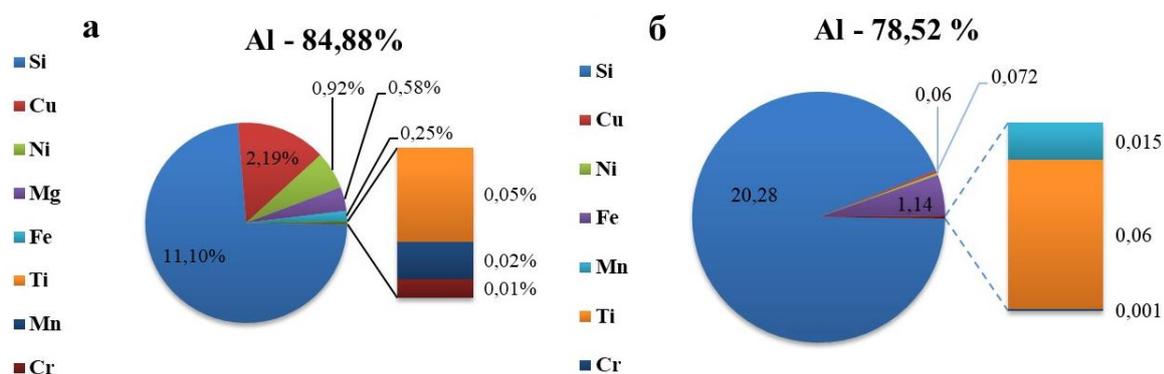


Рисунок 1 - Результаты рентгеноструктурного анализ образцов сплава Al-11%Si (а), Al-20%Si (б)

Модифицирование поверхностного слоя силуминов осуществляли в два этапа. На первом этапе проводили электровзрывное легирование сплавов Al-11%Si и Al-20%Si, в качестве материала взрывааемых проводников использовали алюминиевые фольги, в качестве порошковой навески выступал Y₂O₃. На втором этапе осуществляли облучение модифицированной поверхности импульсным электронным пучком. Облучение осуществляли на энергокомплексе «СОЛО», разработанном и созданном в ИСЭ СО РАН (г. Томск).

Таблица 1 – Режимы комплексной обработки силуминов Al-11%Si и Al-20%Si

№ режима	Масса алюминиевой фольги, m _{Al} (мг)	Масса порошка Y ₂ O ₃ , (мг)	Напряжение разряда, U (кВ)	Плотность энергии пучка электронов, Дж/см ²
1	58,9	88,3	2,6	25
2	58,9	58,9	2,8	35

Исследование микротвердости было проведено по ГОСТ 9450–76 на микротвердомере HVS1000. Масса нагрузки, действующая на пирамиду, составляла 50 грамм. Продолжительность выдержки под нагрузкой равнялась 10 секунд. Значение микротвердости усреднялось по 30 измерениям с шагом равным 25 мкм. Полученные результаты обрабатывались с использованием стандартного пакета прикладных программ Microsoft Excel.

Выявленные преобразования поверхностного слоя силумина должны оказать существенное влияние на механические свойства материала. В качестве механических

свойств в работе оценивали изменение микротвердости в зависимости от способа и режима модификации.

Анализируя значения микротвердости сплава Al-11%Si после электровзрывного легирования можно отметить, что в зоне легирования микротвердость в 2,5 раза выше, чем в исходном состоянии. Обнаружено, что по мере удаления от зоны легирования микротвердость уменьшается и выходит на уровень исходного состояния, примерно на расстояниях 90 мкм (рисунок 2).

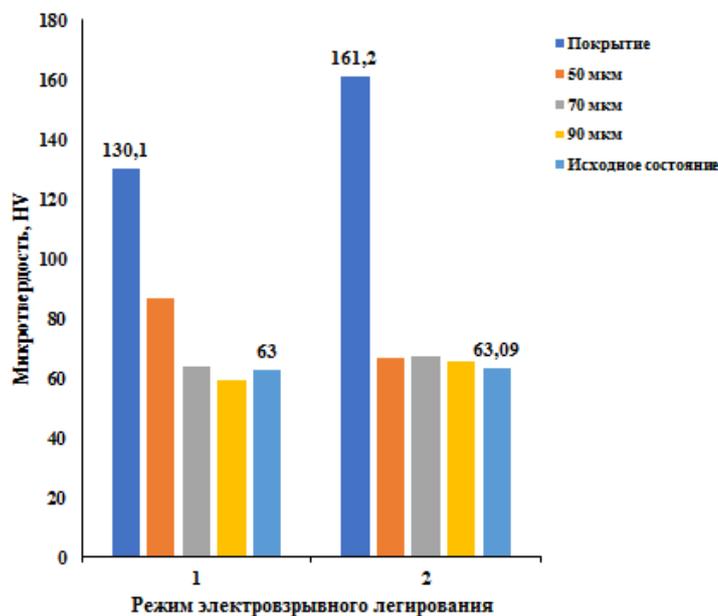


Рисунок 2 - Микротвердость силумина Al-11%Si после электровзрывного легирования

Анализ рисунка 3 показал, что значения микротвердости модифицированных образцов, увеличиваются по мере приближения к напыленному слою. Установлено, что в зоне легирования микротвердость модифицированных образцов больше, чем на расстояниях 90 и 70 мкм от края подложки. Микротвердость поверхностного слоя сплава Al-20%Si превышает микротвердость исходного материала более чем в 2 раза. По мере увеличения расстояния от поверхности модифицирования микротвердость снижается и на глубине ≈ 90 мкм достигает микротвердости исходного силумина.

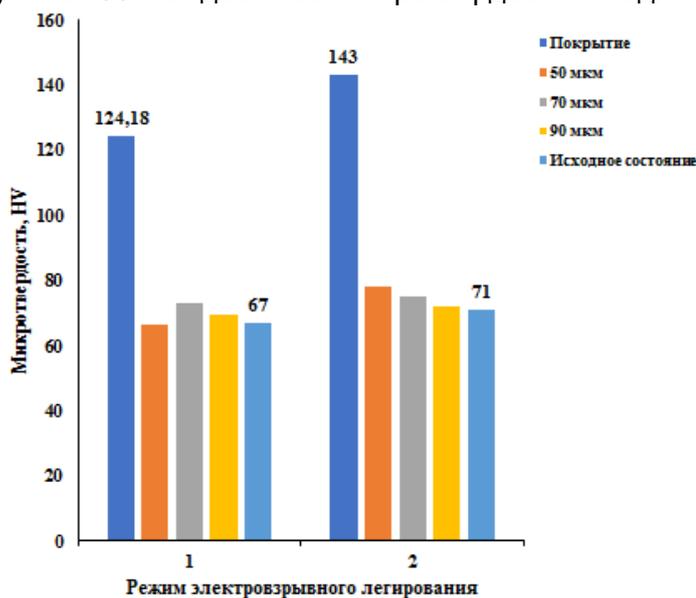


Рисунок 3 - Микротвердость силумина Al-20%Si после электровзрывного легирования

Таким образом, электровзрывное легирование оксидом иттрия поверхности сплавов как доэвтектического, так и заэвтектического состава приводит к формированию многослойной структуры, состоящей из высокопористого покрытия, отличающегося повышенной микротвердостью.

На рисунке 4 представлена гистограмма изменения микротвердости от способа и режима модифицирования силуминов Al-11%Si и Al-20%Si.

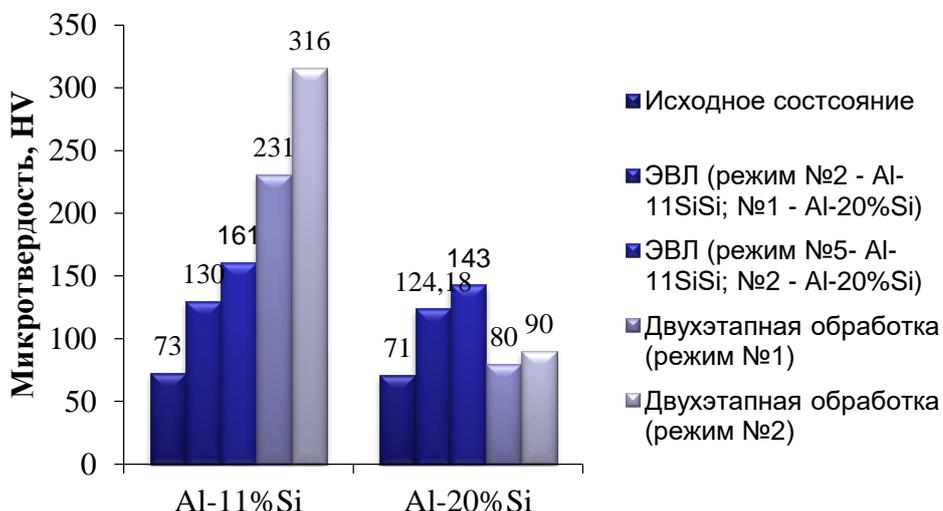


Рисунок 4 - Микротвердость поверхности силуминов Al-11%Si и Al-20%Si в зависимости от способа модификации

Анализ графика дает основание говорить о том, что независимо от параметров модификации электровзрывного легирования, двухэтапная обработка приводит к значительному увеличению микротвердости силуминов. Двухэтапная обработка с энергией пучка электронов 25 Дж/см² (режимы 1 – таблица 1), приводит к увеличению микротвердости в ~ 3,1 раза (силумин Al-11%Si) по сравнению с исходным состоянием. Двухэтапная обработка с энергией пучка электронов 35 Дж/см² (режимы 2 – таблица 1), приводит к увеличению микротвердости в 4,3 раза для силумина силумин Al-11%Si.

Анализируя результаты графика можно отметить, что для силумина Al-20%Si микротвердость после двухэтапной обработки снижается независимо от режима обработки. Можно предположить, что после обработки электронным пучком часть частиц иттрия испаряется, а часть уходит вглубь материала, тем самым микротвердость почти выходит на уровень исходного состояния.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-10059).

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Ahmed M.	400	Барсуков Р.В.	276
Arturs Atvars	406	Белов В.А.	35
Berezner A.D.	333	Белов М.М.	270
Bui Hung Thang	396	Белоцерковский М.А.	42
Denisov A.A.	293	Беляев С.П.	17,119,120,163 175,176,235 265,292
Doan Dinh Phuong	396	Бесчеров Д.Е.	370
Fedorov V.A.	333	Бетехтин В.И.	115
Figel P.	378	Бикбаев Р.М.	163
Gasanov M.F.	293	Блинова Е.Н.	112
Jaworska L.	378	Бойцова М.В.	329
Jayachandran S.	163	Большухин М.А.	370
Klimczyk P.	378	Бондарева С.А.	219
Laszkiewicz-Łukasik J.	378	Бондаренко С.В.	367
Liu Y. W.	350	Борик М.А.	360
Mani Prabu S.S.	163	Борисенко В.Е.	85
Manikandan M.	163	Босяков М.Н.	367
Mishin V.M.	133	Будников А.В.	370
Nofal A.	400	Бунин И.Ж.	157
Palani I.A.	163	Быбик М.С.	320
Palkowski H.	400	Быша В.В.	63,176,235
Rubanik V.	400	Варюхин В.Н.	121
Sahu Anshu	163	Васюков В.М.	136
Shibkov A.A.	293	Ващук Е.С.	386
Shikhovtsov A.A.	133	Веремейчик А.И.	262,375
Soliman M.	400	Верещак Н.А.	361
Volochko A.	400	Вершина Г.А.	177
Wang J.T.	350	Видюшенков С.А.	53
Zadorozhnyy M. Yu.	333	Виноградов А.Ю.	224,233
Zolotov A.E.	293	Винокуров С.А.	352
Абсаттаров И.Н.	107	Витязь П.А.	247,250
Августинович А.Л.	314	Возняковский А.А.	186,290
Адигамов Р.Р.	38	Возняковский А.П.	186,290
Ажаронок В.В.	409	Волков А.Е.	19,265,346
Азарко И.И.	29	Волкова Н.А.	346
Аксёнова К.В.	386	Володько С.С.	285
Алимов И.А.	344	Волочко А.Т.	141,229,256
Анашкина Н.Е.	157	Воронов В.Д.	112
Андреев В. А.	37,38,40,41 117,119,211 219,320	Восмериков С.В.	11,12,247 250,282
Андреева В.Д.	236	Вуколов Е.А.	346
Антанович А.А.	80,83	Вьюненко Ю.Н.	19,127
Апкадилова Н. Г.	308	Габриелян А.Х.	175,292
Артемьев А.А.	336	Гайнутдинов Р.В.	213
Артемьев Ю.М.	253	Галиахметова Л.Х.	240,299,308
Ахунова А.Х.	5	Гангало А.Н.	101
Багрец Д.А.	394	Глинка А.С.	169
Базлов А.И.	326	Гнутенко Е.В.	45
Баимова Ю.А.	302,304,305	Годзишевская А.А.	336
Балыбин Д.В.	329,331	Голубев Р.А.	388
Банникова И.А.	146	Голых Р.Н.	276
Банщиков В.С.	267	Гончаров В.К.	65
Барсуков А.Р.	276		

Гориченко С.Ф.	51	Иванов Ю.Ф.	385,386
Гостевская А.Н.	413	Изобелло А.Ю.	166
Григорьев С.В.	378	Ильин М.В.	11
Григорьева Т.Ф.	11,12,247 250,282	Ишкиняев Э.Д.	112
Гринчук П.С.	317	Кадомцев А.Г.	115
Громов В.Е.	193,385,386 412,418	Калашников В.С.	320,323
Гундеров Д.В.	191,320,326 338	Калганов В.Д.	176
Гусаков Г.А.	29,65	Кардаполова М.А.	48
Гусаров С.В.	164,166	Карелин Р.Д.	211
Гусев А.Д.	237	Карелин Р.Д.	219
Девойно О.Г.	13,48	Карелин Р.Д.	227
Девяткина Е.Т.	11,12,247,250 282	Карелин Р.Д.	40
Дегтярева С.П.	22	Касач А.А.	361
Делендик М.Н.	51	Кашевич И.Ф.	213
Деркач М.А.	117	Каюмова Э. М.	311,338
Деркач М.А.	191	Квашнин В.И.	56,247
Дмитриев С.В.	240	Кийко В.М.	23,26,58,60
Дмитриевский А.А.	136	Киселева Т.Ю.	11,12
Довгулевич Д.А.	403	Кисельков Д.М.	288
Дородейко В.Г.	350	Кияшко М.В.	317
Дорошенко А.В.	40	Классен Н.В.	352
Драгошанский Ю.Н.	354	Климова Е.Х.	101
Дубенец С.С.	170	Клявлинка А.И.	299
Дудина Д.В.	56	Ковалева С.А.	247
Евард М.Е.	265	Ковалько М.С.	141,229
Егоров А.Р.	336	Коджаспиров Г.Е.	22,236
Егоров П.А.	120,175	Кожевникова Г.В.	180,183
Егорова Ю.А.	141,164	Козловский А.Л.	317
Ереев М.Н.	370	Козырев В.А.	336
Ермалович К.О.	391	Коледов В.В.	320,323
Ефремов Д.В.	146	Колесенко В.М.	124
Ефремова Н.Ю.	136	Колесников С.А.	83
Жабборов Х.Ш.	91	Колобов Ю.Р.	115,243,245
Жадько М.А.	85	Колодинская Н.С.	406
Желтякова И.В.	23	Комаров А.И.	42,98
Жердева М.В.	138	Комаров В.С.	40,211,219,227
Жигачева Д.Г.	136	Комаров Ф.Ф.	296
Жилинская Е.В.	68	Комиссаров А.А.	35
Жук Д.В.	367	Коновалов С.В.	385,412
Заворотнев Ю.Д.	150	Константинов В.М.	341,357,361
Загуляев Д.В.	193,418	Константинов С.В.	296
Зайков В.А.	296	Коржов В.П.	23,26,58,60
Зайцев Д.В.	374	Коробов Д.В.	370
Засыпкин С.В.	377	Коровина А.А.	236
Здоровец М.В.	317	Королев С.П.	229
Зеленин В.А.	256	Короткевич С.В.	382
Злоцкий С.В.	270,317	Крень А.П.	45,51
Зубков А.И.	85	Кривошеев С.И.	364
Иванов А.А.	216	Критченков А.С.	336,388
Иванов А.М.	119	Критченков И.С.	388
Иванов И.А.	270,317	Круглешов А.А.	394
Иванов К.А.	153	Крутилин А.В.	149
		Крылова К.А.	299,308
		Кудряшова А.А.	117
		Кузнецова Т.А.	270
		Кулак М.М.	63,176

Кулебякин А.В.	360	Московский С.В.	8,9
Кулешова К.В.	85	Мурзаев Р.Т.	221,302,305
Куликова П.С.	336	Мурзинова М.А.	172
Курилёнок А.А.	42,98	Мусабилов И.И.	320,323
Курило И.И.	361	Мухаметгалина А.А.	172
Курлов В.Н.	58,60	Мызина В.А.	360
Кутепов А.Ю.	51	Мягих П.Н.	74,224,233
Кучин Д.С.	320	Набздоров И.С.	199
Лабёцкий В.С.	394	Нагула П.К.	68
Лазарева Е.В.	11,12	Назаров А.А.	172
Лазаренко Г.Ю.	219	Назарова О.И.	367
Лайшева Н.В.	219	Наймарк О.Б.	146,160
Лаков Л.И.	26	Нарыкова М.В.	115
Лалетин В.М.	199,202,208	Насиров Т.З.	91,107
Лапицкая В. А.	270	Наумова Е.А.	40
Ласковнев А.П.	141,222	Невский С.А.	412
Лашкова А.К.	213	Неласов И.В.	348
Леган М.А.	56	Нерода М.В.	262
Либман М.А.	112	Несоленов А.В.	320,323
Литвинко А.А.	13	Николаев А.А.	336
Лихачев А.И.	115	Николаев Е. В.	37
Лобанов М.Л.	267	Николаев Ю.А.	35
Ломач М.С.	403	Никулин С.А.	35
Ломонова Е.Е.	360	Нисс В.С.	378
Лонин К.А.	189	Новоселов А.Н.	56
Лукашевич К.Е.	117	Овчинников Е.В.	186,290
Луценко Е.В.	85	Овчинников П.Н.	136
Луцко Н.И.	48	Одинцова Г.В.	245
Луцко В.Ф.	394,396	Оковитый В.А.	13,15
Ляхов Н.З.	247,250,282	Орда Д.В.	42,98
Магазинов С.Г.	364	Орехов А.В.	253
Магамедова С.Г.	153,156	Осинская Ю.В.	153,156
Макаренко И.В.	372	Осинцев К.А.	385
Макаренко Л.В.	372	Остропико Е.С.	364
Малашенко В.В.	121	Павилайнен Г.В.	253
Малашенко Т.И.	121	Павлов И.С.	240
Маликина Т.Д.	378	Палий Н.А.	149
Манохин С.С.	245	Панин С.В.	382
Маркидонов А.В.	413	Панов В.А.	189,370
Марков А.С.	370	Пантелеенко Ф.И.	13,415
Маркова Г.В.	237	Панфилов Г.П.	374
Марукович Е.И.	77	Панфилов П.Е.	374
Масленников К.Б.	267	Панченко Е.Ю.	138
Махмудов Х.Ф.	18	Пархоменко М.С.	326
Махутов Н.А.	372	Патрушев В.Л.	189
Мацулевич О.В.	45,51	Пашкевич Ю.Г.	388,391
Мерсон Д.Л.	74,224,233,377	Перебудов О.А.	385
Мерсон Е.Д.	74,224,233,377	Перкас М.М.	41
Метлов Л.С.	130,150	Пермякова И.Е.	216
Милович Ф.О.	360	Петков В.П.	26
Минченя В.Т.	314	Петренко А.Г.	150
Миширук О.М.	262	Петрова С.А.	247
Мозжаров С.Е.	104,213	Петрова-Буркина О.А.	388,391
Молоканов В.В.	149	Петровский В.Н.	112
Монастырская П.А.	374	Пилецкая Л.И.	48

Пичков С.Н.	370	Сидоров В.А.	13,415
Платов С.И.	267	Смирнов В.И.	53
Плужников С.Н.	329	Соловьев С.А.	189
Плужникова Т.Н.	329,331	Соловьёва Ю.В.	196
Поболь И.Л.	367	Соснин К.В.	7,9,10,398
Подболотов К.Б.	164,166	Сосновский И.А.	42,98
Поддубная Н.Н.	199,202,205	Старенченко В.А.	196
	208	Стеценко А.В.	77
Покоев А.В.	153,156,273	Стеценко В.Ю.	77
Покровский А.И.	222	Стрижевская Т.Н.	357
Полуянов В.А.	74,224,233	Строганова Т.В.	23
Полякова П.В.	302	Субботина Е.А.	153
Помыткин С.П.	127	Сундеев Р. В.	37
Поникарова И.В.	120,175	Суринский К.Д.	273
Почетуха В.В.	9	Сурсаева В.Г.	32
Прокошкин С.Д.	117,191,211	Сятковский А.И.	19
	227	Табачкова Н.Ю.	40,360
Пронин С.Ю.	10	Тен Д. В.	37,41
Протасеня Т.А.	45	Тимофеева Е.Е.	138
Прохоров Д.В.	23	Ткаченко В.М.	101
Пряхин С.С.	403	Токарь А. А.	37
Пудов В.И.	354	Токмачева-Колобова А.Ю.	245
Пузырев М.В.	65	Толстихина А.Л.	213
Рааб Г.И.	191	Томашевская Е.Ю.	150
Разбаев П.А.	205	Тошходжаев Х.А.	18
Реснина Н.Н.	17,119,120	Трубловский В.Л.	104
	163,175,176	Тяпкин П.Ю.	12
	235,292	Убийвовк Е.В.	326
Реут Л.Е.	177	Уваров С.В.	146
Рогачев С.О.	35,37,38,40,41	Углов В.В.	270,317
Роговцова А.С.	314	Удалова Т.А.	250,282
Романов Д.А.	6,9,398	Умнов П.П.	149
Рубаник В.В. мл.	176,235,388	Урбанович В.С.	378
	391,396,403	Урцев Н.В.	267
Рубаник В.В.	176,235,350,388	Ухин К.О.	288
	391,394,396	Ухина А.В.	56
	403,406,409	Уянга Е.	11
Русецкий Г.А.	124	Федоров В.А.	329,331
Рыскулов А.Е.	270	Федорук Г.Ф.	367
Рябоштан В.А.	85	Федотов Д.Ю.	331
Савицкий В.О.	396	Федотов Е.С.	38
Савченко А.Л.	314	Филяков А.Д.	9,398
Савчук Д.В.	189	Фролов В. К.	406
Самолетов В.Г.	63	Хабарова А. В.	270
Сангаа Д.	12	Хадеев Г.Е.	38
Сапронов А.Н.	101	Хайдарова М.А.	18
Саркисян С.О.	110	Ханина А.С.	381
Сарычев В.Д.	412	Хаткевич В.М.	40
Сатторов С.	314	Хмелев А.А.	415
Сафина Л.Р.	5,305	Хвисевич В.М.	375
Сафронов Д.А.	22	Хмелёв В.Н.	276
Свешников Д.Н.	370	Хмелевская И.Ю.	211,227
Селютина Н.С.	232	Ховайло В. В.	381
Сенникова Л.Ф.	101	Холод В.М.	317
Серебрякова А. А.	193	Холодарь Б.Г.	262
Сибирев А.В.	17	Хорт Н.А.	164,166

Хубиев О.М.	336
Царенко Ю.В.	350
Цебрук И.С.	352
Целищев Ю.Г.	288
Чепела Д.В.	176,235
Черепанов Д.Н.	196
Черкасов В.В.	227
Черменина А.А.	374
Черногорова О.П.	216
Черняева Е.В.	19
Четверкин А.А.	156
Чижов И.В.	296
Числов А.С.	360
Чуева Т.Р.	149
Чумляков Ю.И.	138
Чуракова А. А.	191,311,338
Шавров В.Г.	320,323
Шакуров И.А.	394
Шаронов Г.В.	29
Шаяхметова Э.Р.	172
Шелест А.Е.	41
Шереметьев В.А.	117,191
Шилин А.Д.	409
Шилина М.В.	409
Шишулин Д.Н.	189
Шлыкова А.А.	331
Шляров В.В.	193
Шлярова Ю.А.	385,418
Шплис Н.В.	35
Шурыгина Н.А.	112
Шут В.Н.	213
Щербаков В.Г.	341
Щукин В.Я.	180,183
Эйсымонт Е.И.	186,290
Юзбекова Д. Ю.	88
Юсупов В.С.	37,38,40,41 211,219,227
Яковлев А.В.	329,331
Якута Е.В.	11
Янкевич С.Н.	256

СОДЕРЖАНИЕ

Ахунова А.Х., Сафина Л.Р. МОДЕЛИРОВАНИЕ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ ПЛАСТИН ИЗ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА И НИКЕЛЯ	5
Романов Д.А. РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ ДУГОСТОЙКИХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ni-C-Ag	6
Соснин К.В. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТИ БИОИНЕРТНЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Mo	7
Московский С.В. ПОВЕРХНОСТЬ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ag-C	8
Почетуха В.В., Романов Д.А., Московский С.В., Соснин К.В., Филяков А.Д. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Cd-Ag-N, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ, СОЧЕТАЮЩИМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ, ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВУЮ ОБРАБОТКУ И АЗОТИРОВАНИЕ	9
Пронин С.Ю., Соснин К.В. РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb-N, ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМ МЕТОДОМ	10
Киселева Т.Ю., Григорьева Т.Ф., Якута Е.В., Ильин М.В., Лазарева Е.В., Девяткина Е.Т., Восмериков С.В., Уянга Е. МЕХАНОСИНТЕЗИРОВАННЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНЫХ ПОЛИМЕРОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ДИСПЕРСНЫМИ ОКСИДАМИ ЖЕЛЕЗА	11
Киселева Т.Ю., Григорьева Т.Ф., Тяпкин П.Ю., Лазарева Е.В., Восмериков С.В., Девяткина Е.Т., Сангаа Д. СТРУКТУРНО-МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ ИТТРИЕВОГО ФЕРРИТА-ГРАНАТА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕХАНОСИНТЕЗИРОВАННЫХ ПРЕКУРСОРОВ	12
Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Оковитый В.В., Сидоров В.А., Литвинко А.А. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРИНЦИПОВ ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПОРОШКОВ ОКСИДА ЦИРКОНИЯ И СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ	13
Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. ОСОБЕННОСТИ РАБОТЫ ПРИВОДА НА ОСНОВЕ СЭПФ $TiNi$ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ В НЕПОЛНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	17
Махмудов Х.Ф., Тошходжаев Х.А., Хайдарова М.А. МЕХАНИЗМЫ ТРАНСФОРМАЦИИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЛН И НЕКОТОРЫЕ КРИТЕРИИ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ РАСХОДОВАНИИ СВЧ ЭНЕРГИИ	18

Сятковский А.И., Черняева Е.В., Волков А.Е., Вьюненко Ю.Н. ВЛИЯНИЕ ПОЛИМЕРНОГО СЛОЯ В КОМПОЗИТАХ СТАЛЬ 20-ПОЛИМЕР-СТАЛЬ 20 НА СИГНАЛЫ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	19
Дегтярева С.П., Коджаспиров Г.Е., Сафронов Д.А. ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ ОБРАЗЦА ПРИ ОЦЕНКЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ В РЕАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЯХ	22
Коржов В.П., Кийко В.М., Строганова Т.В., Прохоров Д.В., Желтякова И.В. ПРОЧНОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ МОЛИБДЕНА С РАЗЛИЧНЫМИ ВИДАМИ УПРОЧНЕНИЯ	23
Кийко В.М., Коржов В.П., Петков В.П., Лаков Л.И. ЖАРОСТОЙКОСТЬ И МИКРОСТРУКТУРА СЛОИСТЫХ (Nb-Ti)-КОМПОЗИТОВ С УПРОЧНЕНИЕМ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИМ СОЕДИНЕНИЕМ Nb ₃ Al	26
Гусаков Г.А., Шаронов Г.В., Азарко И.И. ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНОГО СОСТАВА НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ СИНТЕТИЧЕСКОГО АЛМАЗА	29
Сурсаева В.Г. ПРИЧИНЫ ОТКЛОНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ПОДВИЖНОСТИ ОТ АРРЕНИУСОВСКОГО СООТНОШЕНИЯ	32
Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Комиссаров А.А., Шплис Н.В., Николаев Ю.А. УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В УСЛОВИЯХ РАЗВИТИЯ ТЯЖЕЛОЙ АВАРИИ НА АЭС	35
Рогачев С. О., Сундеев Р. В., Андреев В. А., Юсупов В. С., Николаев Е. В., Токарь А. А., Тен Д. В. ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ОБЖАТИЯ РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА «МЕДЬ/СПЛАВ Al-10%La»	37
Адигамов Р.Р., Андреев В.А., Рогачев С.О., Федотов Е.С., Хадеев Г.Е., Юсупов В.С. ПРОЯВЛЕНИЕ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА В ПРОЦЕССЕ ТРУБНОГО ПЕРЕДЕЛА НЕФТЕГАЗОВЫХ ТРУБ	38
Рогачев С.О., Наумова Е.А., Дорошенко А.В., Карелин Р.Д., Юсупов В.С., Комаров В.С., Андреев В.А., Табачкова Н.Ю., Хаткевич В.М. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Al-4 %Ca-1.3 %Fe-0.8 %Mn-0.1 %Zr-0.1 %Sc ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	40
Рогачев С.О., Перкас М.М., Шелест А.Е., Андреев В.А., Юсупов В.С., Тен Д.В. ВЛИЯНИЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ИЗГИБА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛАТУНИ	41
Белоцерковский М.А., Сосновский И.А., Курилёнок А.А., Комаров А.И., Орда Д.В. К ВОПРОСУ ФОРМИРОВАНИЯ ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ ПОРОШКОВОГО СЛОЯ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОМ ИНДУКЦИОННОМ НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ	42

Протасеня Т.А., Крень А.П., Мацулевич О.В., Гнутенко Е.В. ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ КОНТРОЛЯ СВОЙСТВ ДРЕВЕСНО-ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО FDM-ТЕХНОЛОГИИ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА	45
Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Пилецкая Л.И. ГЕОМЕТРИЯ ОДНОСЛОЙНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ С ПОПЕРЕЧНЫМ СКАНИРОВАНИЕМ	48
Крень А.П., Гориченко С.Ф., Делендик М.Н., Мацулевич О.В., Кутепов А.Ю. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОКРЕСТНОСТИ КОРРОЗИОННОГО ПЯТНА СТАЛЬНОЙ ТРУБЫ	51
Смирнов В.И., Видюшенков С.А. О ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ РЕЛЬСА С ВНУТРЕННЕЙ ПОПЕРЕЧНОЙ ТРЕЩИНОЙ	53
Квашнин В.И., Дудина Д.В., Ухина А.В., Новоселов А.Н., Леган М.А. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫМ СПЕКАНИЕМ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ АЛЮМИНИЯ И СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА	56
Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н. СТРУКТУРА СЛОИСТО – ВОЛОКНИСТОГО КОМПОЗИТА Al_2O_3/Ti	58
Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н. СЛОИСТО – ВОЛОКНИСТЫЙ КОМПОЗИТ $Al_2O_3/(Mo-Al)$	60
Кулак М.М., Самолетов В.Г., Быша В.В. ПОЛУЧЕНИЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА МЕТОДОМ СВС	63
Гончаров В.К., Гусаков Г.А., Пузырев М.В. ВЛИЯНИЕ ИОНОВ УГЛЕРОДА РАЗЛИЧНОЙ КРАТНОСТИ НА РЕЖИМЫ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ЛАЗЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ОСАЖДЕНИЯ АЛМАЗОПОДОБНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОПОКРЫТИЙ	65
Жилинская Е.В., Нагула П.К. КОНТРОЛЬ ЗА СОСТОЯНИЕМ МЕТАЛЛА КОРПУСА ЯДЕРНОГО РЕАКТОРА В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ	68
Мягих П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА ZK60	74
Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В. НАНОСТРУКТУРНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ЛИТЕЙНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	77
Антанович А.А. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПЕСКА НА ДНО ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО СОСУДА ПРИ ОСЕВОЙ НАГРУЗКЕ	80

Антанович А.А., Колесников С.А. ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОГО ЭФФЕКТА НА УРОВНИ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ УГЛЕРОДНЫХ-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	83
Рябоштан В.А., Зубков А.И., Жадько М.А., Луценко Е.В., Борисенко В.Е., Кулешова К.В. СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ CU-MO	85
Юзбекова Д. Ю. ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1545K НА ИЗМЕНЕНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	88
Насиров Т.З., Жабборов Х.Ш. МИКРОПРОЦЕССОРНОЕ ИЗМЕРИТЕЛЬНОЕ УСТРОЙСТВО ВЛАЖНОСТИ СЫПУЧИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЕМКОСТНОГО ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ С ЦИЛИНДРИЧЕСКИМ ЭЛЕКТРОДОМ	91
Комаров А.И., Орда Д.В., Сосновский И.А., Куриленок А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ ZN-AL, НАПЛАВЛЕННОГО МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ	98
Сенникова Л.Ф., Гангало А.Н., Ткаченко В.М, Сапронов А.Н., Климова Е.Х. ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ ПО СХЕМЕ ВИНТОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕЕ РЕДУЦИРОВАНИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕДИ M1	101
Мозжаров С.Е., Трубловский В.Л. ЧАСТОТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛОСКОГО ЕМКОСТНОГО ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ	104
Насиров Т.З., Абсаттаров И.Н. УСТРОЙСТВО ДЛЯ МОДУЛЯЦИИ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ЛАЗЕРНЫМ ЛУЧОМ	107
Саркисян С. О. ПОПЕРЕЧНЫЙ ИЗГИБ ЛИСТА ГРАФЕНА ПО МОМЕНТНО-МЕМБРАННОЙ КОНТИНУАЛЬНОЙ ТЕОРИИ УПРУГИХ ПЛАСТИН	110
Блинова Е.Н., Воронов В.Д., Ишкиняев Э.Д., Либман М.А., Петровский В.Н., Шурыгина Н.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ	112
Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И., Нарыкова М.В., Лихачев А.И., Колобов Ю.Р. МЕХАНОТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНА VT1-0 ПРИ ИСПЫТАНИИ В РЕЖИМЕ ПОЛЗУЧЕСТИ	115
Кудряшова А.А., Шереметьев В.А., Лукашевич К.Е., Деркач М.А., Андреев В.А., Прокошкин С.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА Ti-Zr-Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ ВОЛОЧЕНИЕ	117

Иванов А.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СИЛОВЫХ РЕЖИМОВ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА $Ti_{49}Ni_{51}$ ПРИ АКТИВНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ВЫДЕРЖКЕ	119
Поникарова И.В., Егоров П.А., Реснина Н.Н., Беляев С.П. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ ЧЕРЕЗ НЕПОЛНЫЙ ПРЯМОЙ ПЕРЕХОД НА ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{50}$	120
Варюхин В.Н., Малашенко В.В., Малашенко Т.И. ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ДИНАМИЧЕСКИЙ ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	121
Колесенко В.М., Русецкий Г.А. ЗАВИСИМОСТЬ ПОВЕДЕНИЯ ПЕРВИЧНОГО И МНОГОКРАТНЫХ СИГНАЛОВ ОДНОИМПУЛЬСНОГО ЭХА В НЕОДНОРОДНО УШИРЕННЫХ СИСТЕМАХ С ИЗИНГОВСКИМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ ОТ ЧАСТОТЫ ВОЗБУЖДАЮЩЕГО ИМПУЛЬСА	124
Помыткин С.П., Вьюненко Ю.Н. ЭВОЛЮЦИЯ СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ КОЛЬЦЕВЫХ ПРИВОДОВ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ	127
Метлов Л.С. ТЕОРИЯ ЛАНДАУ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК В СПЛАВАХ Fe_3Al , ПОДВЕРГНУТЫХ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, В РАМКАХ НЕРАВНОВЕСНОЙ ЭВОЛЮЦИОННОЙ ТЕРМОДИНАМИКИ	130
Mishin V.M., Shikhovtsov A.A. CONDITIONS OF TRANSITION FROM THERMOACTIVATED DELAYED FRACTURE TO BRITTLE CLEAVAGE FAILURE	133
Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Ефремова Н.Ю., Овчинников П.Н., Васюков В.М. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВЫХ КЕРАМИК, УПРОЧНЕННЫХ ОКСИДОМ АЛЮМИНИЯ, С ДОБАВЛЕНИЕМ SiO_2	136
Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В ЗАКАЛЕННЫХ И СОСТАРЕННЫХ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ $Ti-51,7at.\%Ni$	138
Волочко А.Т., Ласковнев А.П., Ковалько М.С., Егорова Ю.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ С УГЛЕРОДНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ	141
Ефремов Д.В., Уваров С.В., Банникова И.А., Наймарк О.Б. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЯВЛЕНИЙ ГИДРО- И СОНОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	146
Молоканов В.В., Крутилин А.В., Палий Н.А., Чуева Т.Р., Умнов П.П. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ АМОРФНЫХ ПРОВОДОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НОВЫХ ВИДОВ ИЗДЕЛИЙ И МАТЕРИАЛОВ	149

Заворотнев Ю.Д., Метлов Л.С., Петренко А.Г., Томашевская Е.Ю. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ РАСТВОРОВ ПРИ НАЛОЖЕНИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ	150
Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г., Иванов К.А., Субботина Е.А. ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕННОСТИ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ И ПАРАМЕТРЫ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СОСТАРЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК9	153
Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г., Четверкин А.А. ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПАРАМЕТРЫ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9	156
Бунин И.Ж., Анашкина Н.Е. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ЭВДИАЛИТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА	157
Наймарк О.Б. МЕХАНИЗМЫ ПЕРЕНОСА ИМПУЛЬСА И РАЗРУШЕНИЯ В УСЛОВИЯХ МНОЖЕСТВЕННЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СОСТОЯНИЙ, ИНДУЦИРОВАННЫХ ДЕФЕКТАМИ	160
Бикбаев Р.М., Palani I.A., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Mani Prabu S.S., Manikandan M., Jayachandran S., Sahu Anshu ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОДЛОЖКИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ	163
Гусаров С.В., Хорт Н.А., Егорова Ю.А., Подболотов К.Б. КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ВОЛЛАСТОНИТА ДЛЯ ЛИТЕЙНЫХ УСТАНОВОК	164
Подболотов К.Б., Гусаров С.В., Хорт Н.А., Изобелло А.Ю. ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ОКСИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА СВОЙСТВА КОРУНДОВОЙ КЕРАМИКИ	166
Глинка А.С. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕР ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СТАЛИ 35ХГС	169
Дубенец С.С. МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ РЕСУРСА ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ПОПЕРЕЧНО-КЛИНОВОЙ ПРОКАТКЕ	170
Назаров А.А., Мухаметгалина А.А., Шаяхметова Э.Р., Мурзинова М.А. СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ	172
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Поникарова И.В., Габриелян А.Х., Егоров П.А. ВЛИЯНИЕ ПОЛНОТЫ ПРЯМОГО ПЕРЕХОДА НА ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi	175

Беляев С.П., Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Чепела Д.В., Быша В.В., Калганов В.Д., Кулак М.М. УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА ПРИ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕМСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ СИНТЕЗЕ – НОВЫЙ СПОСОБ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ПОРИСТОГО СПЛАВА TiNi	176
Вершина Г.А., Реут Л.Е. ВЫБОР РАСЧЕТНОЙ МОДЕЛИ ФТОРОПЛАСТА-4 ПРИ ХОЛОДНОМ ФОРМОИЗМЕНЕНИИ ЛЕНТОЧНОЙ ЗАГОТОВКИ	177
Кожевникова Г.В., Щукин В.Я. ЗАВИСИМОСТЬ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА ОТ ВИДА ДЕФОРМАЦИИ	180
Кожевникова Г.В., Щукин В.Я. МЕТОДЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	183
Овчинников Е.В., Возняковский А.П., Возняковский А.А., Эйсымонт Е.И. МОРФОЛОГИЯ УГЛЕРОДНЫХ НАНОЧАСТИЦ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ СВС	186
Лонин К.А., Панов В.А., Патрушев В.Л., Савчук Д.В., Соловьев С.А., Шишулин Д.Н. РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ДЛИТЕЛЬНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ПОЛЗУЧЕСТИ	189
Деркач М.А., Шереметьев В.А., Чуракова А.А., Гундеров Д.В., Рааб Г.И., Прокошкин С.Д. СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ, ПОДВЕРГНУТОГО РКУП И ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОМУ ОТЖИГУ	191
Серебрякова А. А., Загуляев Д.В., Шляров В.В., Громов В.Е. ДИНАМИКА МИКРОТВЕРДОСТИ И ПАРАМЕТРА ПЛАСТИЧНОСТИ СВИНЦА ВО ВНЕШНЕМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ С ИНДУКЦИЕЙ ДО 0,5 Тл	193
Черепанов Д.Н., Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЦК-МЕТАЛЛОВ ОТ УМЕРЕННЫХ ДО МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ СТЕПЕНЕЙ	196
Лалетин В.М., Поддубная Н.Н., Набздоров И.С. СВОЙСТВА КЕРАМИКИ ТИТАНАТ БАРИЯ-КАЛЬЦИЯ, ЛЕГИРОВАННОЙ ФЕРРИТОМ НИКЕЛЯ	199
Лалетин В.М., Поддубная Н.Н. СИНТЕЗ, ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ $(0,5\text{BaZr}_{0,2}\text{Ti}_{0,8}\text{O}_3-0,5\text{Ba}_{0,7}\text{Ca}_{0,3}\text{TiO}_3) - \text{NiFe}_{1,9}\text{Co}_{0,02}\text{O}_4$	202
Разбаев П.А., Поддубная Н.Н. ИЗУЧЕНИЕ ПРОЧНОСТИ АНТИКОРРОЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ АЛЮМИНИЯ И ЦИНКА ДЛЯ РЕМОНТА И ВОССТАНОВЛЕНИЯ АВТОТРАНСПОРТА	205
Поддубная Н.Н., Лалетин В.М. НИЗКОЧАСТОТНЫЙ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ГИБРИДНЫХ СИММЕТРИЧНЫХ СТРУКТУРАХ ОБЪЕМНЫЙ МАГНИТОЭЛЕКТРИК – МАГНИТОСТРИКЦИОННОЕ ПОКРЫТИЕ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ	208

Карелин Р.Д., Комаров В.С., Хмелевская И.Ю., Андреев В.А., Юсупов В.С., Прокошкин С.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РКУП В ОБОЛОЧКЕ ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПФ Ti-Ni	211
Толстихина А.Л., Гайнутдинов Р.В., Лашкова А.К., Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Кашевич И.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ ТРИГЛИЦИНСУЛЬФАТА С ПОСЛОЙНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ПРИМЕСИ	213
Пермякова И.Е., Иванов А.А., Черногорова О.П. ПОВЕРХНОСТНЫЕ ЭФФЕКТЫ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ, ИНИЦИИРОВАННЫЕ НАНОИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ	216
Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Лайшева Н.В., Лазаренко Г.Ю., Бондарева С.А., Юсупов В.С. ПОЛУЧЕНИЕ И ОБРАБОТКА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СПЛАВОВ TiNi _{1-x} Al _x	219
Мурзаев Р.Т. РАСЧЕТ КОЭФФИЦИЕНТА ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ УГЛЕРОДНОГО КОМПОЗИТА NiC	221
Покровский А.И., Ласковнев А.П. РАЗРАБОТКА ГРУППЫ ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННЫХ АУСФЕРРИТНЫХ (БЕЙНИТНЫХ) ЧУГУНОВ	222
Полуянов В.А., Мерсон Е.Д., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА MA14 ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ВОЗДУХЕ ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ВЫДЕРЖКИ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ	224
Комаров В.С., Карелин Р.Д., Черкасов В.В., Хмелевская И.Ю., Юсупов В.С., Прокошкин С.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ДИНАМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА	227
Ковалько М.С., Волочко А.Т., Королев С.П. ОСОБЕННОСТИ АУСФЕРРИТНОЙ МАТРИЦЫ, ПОЛУЧЕННОЙ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ ПРИ ЕГО ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТРУЙНО-ВОЗДУШНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ	229
Селютин Н.С. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДИНАМИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ПЛАСТИЧНОСТИ	232
Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. ВЛИЯНИЕ МЕТОДИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА РЕЗУЛЬТАТЫ КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ	233
Чепела Д.В., Рубаник В.В. мл., Реснина Н.Н., Рубаник В.В., Беляев С.П., Быша В.В. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ ПРИ СВЧ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОРИСТОГО СПЛАВА TiNi	235

Коджаспиров Г.Е., Коровина А.А., Андреева В.Д. МОДЕЛИРОВАНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ ЛЕГИРОВАНИЯ Ni-Co-Cr	236
Гусев А.Д., Маркова Г.В. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НЕЙРОСЕТЕВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ МОДУЛЕЙ УПРУГОСТИ СТАЛЕЙ ОТ 20 ДО 600°С	237
Галиахметова Л.Х., Павлов И.С., Дмитриев С.В. УДАРНОЕ НАГРУЖЕНИЕ ПУЧКА УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК	240
Колобов Ю.Р. ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО- ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ И ИМПУЛЬСНОМ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	243
Манохин С.С., Колобов Ю.Р., Токмачева-Колобова А.Ю., Одинцова Г.В. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНА В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСАМИ НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ	245
Григорьева Т.Ф., Петрова С.А., Квашнин В.И., Ковалева С.А., Девяткина Е.Т., Восмериков С.В., Витязь П.А., Ляхов Н.З. МЕХАНОХИМИЧЕСКОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ОЛОВЯННЫХ БРОНЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОМ Cu_9Al_4	247
Ляхов Н.З., Витязь П.А., Григорьева Т.Ф., Девяткина Е.Т., Удалова Т.А., Восмериков С.В. МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ ПОДХОД К ПОВЫШЕНИЮ РЕАКЦИОННОЙ СПОСОБНОСТИ ХИМИЧЕСКИ ИНЕРТНЫХ МЕТАЛЛОВ – СПУТНИКОВ ПЛАТИНЫ	250
Артемьев Ю.М., Орехов А.В., Павилайнен Г.В. ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ С НАНОЧАСТИЦАМИ ДИОКСИДА ТИТАНА	253
Зеленин В.А., Волочко А.Т., Янкевич С.Н. РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ТОЧЕЧНОЙ СВАРКИ ТОКОПРОВОДЯЩИХ ШИН МНОГОЭЛЕМЕНТНЫХ ЛИТИЕВЫХ АККУМУЛЯТОРНЫХ БАТАРЕЙ	256
Веремейчик А.И., Миширук О.М., Нерода М.В., Холодарь Б.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЗОН ТЕРМООБРАБОТАННОГО МАТЕРИАЛА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ	262
Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е. МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ МОНОТОННОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ	265
Платов С.И., Масленников К.Б., Лобанов М.Л., Банщиков В.С., Урцев Н.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОХЛАЖДЕНИЯ ЗАГОТОВКИ ПРИ УСКОРЕННОМ ОХЛАЖДЕНИИ	267

Рыскулов А.Е., Белов М.М., Углов В.В., Злоцкий С.В., Иванов И.А., Кузнецова Т.А., Лапицкая В. А., Хабарова А. В. СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКВИАТОМНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ V-Nb-Ta-Ti	270
Суринский К.Д., Покоев А. В. ИССЛЕДОВАНИЕ ЦЕМЕНТИРОВАННЫХ СЛОЕВ ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ	273
Хмелёв В.Н., Барсуков Р.В., Голых Р.Н., Барсуков А.Р. ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТЕПЕНИ КАВИТАЦИОННОЙ ЭРОЗИИ МАТЕРИАЛОВ И ИХ ПОКРЫТИЙ ПО ИЗМЕНЕНИЮ ПАРАМЕТРОВ УЗ ИЗЛУЧАТЕЛЕЙ	276
Удалова Т.А., Восмериков С.В., Григорьева Т.Ф., Девяткина Е.Т., Ляхов Н.З. МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ КОМПОЗИТА Nb/MgO ИЗ НИОБАТА МАГНИЯ MgNb ₂ O ₆ И ОКСИДА НИОБИЯ Nb ₂ O ₅	282
Володько С.С. СВС-СИНТЕЗ И ХАРАКТЕРИСТИКА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО КАРБИДА (TiZrHfNbTa)C	285
Целищев Ю.Г., Ухин К.О., Кисельков Д.М. РЕОЛОГИЧЕСКИЕ И ВЯЗКОУПРУГИЕ СВОЙСТВА ОЛИГОМЕРНОЙ КОМПОЗИЦИИ С ВЫСОКОДИСПЕРСНЫМ ДИОКСИДОМ КРЕМНИЯ	288
Овчинников Е.В., Возняковский А.П., Возняковский А.А., Эйсымонт Е.И. ЗАЩИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ГРАФЕНОВЫХ НАНОСТРУКТУР	290
Габриелян А.Х., Беляев С.П., Реснина Н.Н. СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ti ₄₉ Ni ₅₁ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ	292
Shibkov A.A., Gasanov M.F., Zolotov A.E., Denisov A.A. DYNAMICS OF EMBRYO DEFORMATION BANDS DURING DISCONTINUOUS CREEP IN AN AlMg ALLOY	293
Константинов С.В., Комаров Ф.Ф., Чижов И.В., Зайков В.А. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ТВЁРДОСТЬ ПОКРЫТИЙ TiAlN	296
Галияхметова Л.Х., Клявлинка А.И., Крылова К.А. АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДВИЖЕНИЯ ПАРЫ ДЕФЕКТОВ В РЕШЕТКЕ ГРАФЕНА	299
Полякова П.В., Мурзаев Р.Т., Баимова Ю.А. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДИФфуЗИИ НА ГРАНИЦЕ АЛЮМИНИЯ И МАГНИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ	302
Баимова Ю.А. АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА РАЗНОЙ МОРФОЛОГИИ МЕТОДОМ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	304

Сафина Л.Р., Баимова Ю.А., Мурзаев Р.Т. ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СМЯТЫХ ЧЕШУЕК ГРАФЕНА И НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ	305
Апкадилова Н. Г., Крылова К. А., Галияхметова Л.Х. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАВОДОРАЖИВАНИЯ ГРАФЕНОВОЙ ЧЕШУЙКИ ПРИ ГИДРОСТАТИЧЕСКОМ ДАВЛЕНИИ	308
Чуракова А. А., Каюмова Э. М. ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СПЛАВОВ TiNi ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	311
Савченко А.Л., Минченя В.Т., Роговцова А.С., Сатторов С., Августинович А.Л. ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ НИТИНОЛОВОЙ ПРОВОЛОКИ	314
Углов В.В., Холод В.М., Козловский А.Л., Гринчук П.С., Кияшко М.В., Злоцкий С.В., Иванов И.А., Здоровец М.В. МИКРОСТРУКТУРА И ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ КОМПОЗИТИТА НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ, ОБЛУЧЕННОГО ИОНАМИ КРИПТОНА	317
Калашников В.С., Коледов В.В., Андреев В.А., Гундеров Д.В., Шавров В.Г., Мусабилов И.И., Кучин Д.С., Несоленов А.В., Быбик М.С. ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ЭПФ В УСЛОВИЯХ ПРОИЗВОДСТВА МАКСИМАЛЬНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ РАБОТЫ	320
Несоленов А.В., Мусабилов И.И., Калашников В.С., Коледов В.В., Шавров В.Г. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ (ЭПФ) В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА $Ni_{53.8}Mn_{20.0}Ga_{24.3}Si_{1.7}$ И $Ni_{56.2}Mn_{18.8}Ga_{23.2}Si_{1.8}$ В УСЛОВИЯХ ТРЕХТОЧЕЧНОГО ИЗГИБА	323
Базлов А.И., Пархоменко М.С., Убийвовк Е.В., Гундеров Д.В. НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА $Zr_{62.5}Cu_{22.5}Al_{10}Fe_5$ В ПРОЦЕССЕ ИПДК	326
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Бойцова М.В., Балыбин Д.В., Плужников С.Н., Яковлев А.В. ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ КИСЛЫХ СРЕД	329
Федоров В.А., Яковлев А.В., Балыбин Д.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Шлыкова А.А. СПЕЦИФИКА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ КОРРОЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ	331
Fedorov V.A., Berezner A.D., Zadorozhnyy M.Yu. NONISOTHERMAL DEFORMATION OF Cu-BASED AND Al-BASED METALLIC GLASSES IN THE INITIAL AND ROLLED STATES	333
Козырев В. А., Егоров А. Р., Артемьев А. А., Николаев А.А., Годзишевская А.А., Куликова П.С., Хубиев О.М., Критченков А. С. НАНОЧАСТИЦЫ ХИТОЗАНА И МЕДИ(II)	336

Чуракова А.А., Каюмова Э.М., Гундеров Д.В. ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА Ti49.4Ni50.6 ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	338
Щербаков В.Г., Константинов В.М. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ДИФфуЗИОННО-ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ «МЕДЬ-ЦИНК»	341
Алимов И.А. ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВЫЙ СИНТЕЗ СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb	344
Волков А.Е., Волкова Н.А., Вуколов Е.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗГИБА ДВУХСЛОЙНОЙ ПЛАСТИНЫ СО СЛОЯМИ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ПОД ДЕЙСТВИЕМ РАСТЯГИВАЮЩЕЙ СИЛЫ И ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ	346
Неласов И.В. ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМАХ С РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНЬЮ ВЗАИМНОЙ РАСТВОРИМОСТИ НА ДИФфуЗИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ В СПЛАВАХ WCr И WTa	348
Царенко Ю.В., Рубаник В.В., Дородейко В.Г., Wang J.T., Liu Y. W. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ НИКЕЛЯ И МЕДИ	350
Цебрук И.С., Винокуров С.А., Классен Н.В. ПЕРСПЕКТИВЫ ДИНАМИЧЕСКОГО ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУР НА ПРИМЕРЕ КОМПОЗИЦИЙ ОРГАНИКА - НЕОРГАНИКА	352
Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ АНИЗОТРОПНОЙ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ	354
Константинов В.М., Стрижевская Т.Н. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УЛУЧШАЕМОЙ СТАЛИ	357
Борик М.А., Кулебякин А.В., Ломонова Е.Е., Милович Ф.О., Мызина В.А., Табачкова Н.Ю., Числов А.С. ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ЧАСТИЧНО СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ	360
Константинов В.М., Курило И.И., Верещак Н.А., Касач А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ХИМИКОТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	361
Остропико Е.С., Магазинов С.Г., Кривошеев С.И. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИМПУЛЬСА МАГНИТНОГО ДАВЛЕНИЯ ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО РАСТЯЖЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА TiNi	364

Поболь И.Л., Босяков М.Н., Бондаренко С.В., Жук Д.В., Назарова О.И., Федорук Г.Ф. СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ИОННОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ И ЧУГУНОВ	367
Бесчеров Д.Е., Большухин М.А., Будников А.В., Ереев М.Н., Коробов Д.В., Марков А.С., Панов В.А., Пичков С.Н., Свешников Д.Н. ОСОБЕННОСТИ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ПОВРЕЖДЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ОБОРУДОВАНИЯ РУ В УСЛОВИЯХ СТОХАСТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПУЛЬСАЦИЙ	370
Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. КИНЕТИКА МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ МИКРОРАЗРУШЕНИЙ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКИХ МАЛОЦИКЛОВЫХ ТРЕЩИН	372
Зайцев Д.В., Панфилов Г.П., Монастырская П.А., Черменина А.А., Панфилов П.Е. ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ДЕНТИНА ЧЕЛОВЕКА С УВЕЛИЧЕНИЕМ ЕГО ВОЗРАСТА	374
Веремейчик А.И., Хвисевич В.М. ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ В НОЖЕ ГИЛЬОТИННЫХ НОЖНИЦ ПРИ ЛОКАЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКЕ	375
Мерсон Д.Л., Мерсон Е.Д., Засыпкин С.В. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ, ДЕФОРМИРУЕМЫЕ И МЕДИЦИНСКИЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ: УСПЕХИ И ПРОБЛЕМЫ	377
Урбанович В.С., L.Jaworska, Klimczyk, P., Маликина Т.Д., Figel P., Нисс В.С., Григорьев С.В., Laszkiewicz-Łukasik J. ПОЛУЧЕНИЕ СВЕРХТВЕРДОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ cBN С ПОВЫШЕННОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬЮ КОНВЕРСИОННЫМ СПЕКАНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	378
Ханина А. С., Ховайло В. В. СТРУКТУРНЫЕ И ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА MnTe	381
Короткевич С.В., Панин С.В. МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НИКЕЛЯ ПРИ ТРИБОНАГРУЖЕНИИ	382
Громов В.Е., Коновалов С.В., Шлярова Ю.А., Иванов Ю.Ф., Осинцев К.А., Перегудов О.А. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА AL-CO-CR-FE-NI, НАПЛАВЛЕННОГО НА СПЛАВ АМГ5	385
Аксёнова К.В., Ващук Е.С., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ	386
Петрова-Буркина О.А., Голубев Р.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Пашкевич Ю.Г., Критченков А.С., Критченков И.С. СИНТЕЗ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ $Co(2)Al-NO_3$ С УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ	388

Ермалович К.О., Петрова-Буркина О.А., Пашкевич Ю.Г., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА СИНТЕЗ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ $Mg(2)Fe-CO_3$	391
Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Багрец Д.А., Лабецкий В.С., Круглешов А.А., Шакуров И.А. ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	394
Рубаник В.В., Савицкий В.О., Рубаник В.В. мл., Луцко В.Ф., Bui Hung Thang, Doan Dinh Phuong ВЛИЯНИЕ ИЗБЫТОЧНОГО ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА СТЕПЕНЬ РАССЛОЕНИЯ ГРАФИТА НА ГРАФЕНОВЫЕ ЛИСТЫ В ЖИДКОЙ ФАЗЕ	396
Филяков А.Д., Соснин К.В., Романов Д.А. ВЛИЯНИЕ БИОИНЕРТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА ГРАНИЦЕ МЕЖДУ ИМПЛАНТАТОМ И КОСТНОЙ ТКАНЬЮ	398
Nofal A., Soliman M., Ahmed M., Palkowski H., Volochko A., Rubanik V. ULTRAFINE STRUCTURED AUSTEMPERED DUCTILE IRON (ADI)	400
Рубаник В.В., Ломач М.С., Рубаник В.В. мл., Пряхин С.С., Довгулевич Д.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ	403
Рубаник В.В., Фролов В. К., Колодинская Н.С., Arturs Atvars УЛЬТРАЗВУКОВАЯ МЕХАНОАКТИВАЦИЯ ПОРОШКА ПЬЕЗОКЕРАМИКИ $Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO_3$	406
Шилин А.Д., Ажаронок В.В., Рубаник О.Е., Шилина М.В. ПРИГОТОВЛЕНИЕ И ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОМАТЕРИАЛАМИ СУСПЕНЗИЙ	409
Невский С.А., Сарычев В.Д., Коновалов С.В., Громов В.Е. МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ МИКРО И НАНОСТРУКТУР В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ	412
Гостевская А.Н., Маркидонов А.В. МОЛЕКУЛЯРНО–ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ	413
Пантелеенко Ф.И., Сидоров В.А., Хмелев А.А. ОЦЕНКА СОСТОЯНИЯ СТАЛЕЙ ПО ДИАГРАММАМ ХРУПКО-ВЯЗКОГО РАЗРУШЕНИЯ	415
Шлярова Ю.А., Загуляев Д.В., Громов В.Е. ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ СИЛУМИНОВ AL-11%SI И AL-20%SI, ПОДВЕРГНУТЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМУ ЛЕГИРОВАНИЮ С ПОСЛЕДУЮЩИМ ОБЛУЧЕНИЕМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ	418
АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ	421
СОДЕРЖАНИЕ	426

Научное издание

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

**Материалы международной научной
конференции**

(Витебск, 23–27 мая 2022 года)

Оформление и компьютерная верстка Т.С. Дубровской

Подписано в печать 23.05.2022. Формат 60*84/8.
Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ.л. 29,5.
Науч.изд. л. 34,18. Тираж 40 экз. Заказ № 42.

Республиканское унитарное предприятие
«Информационно-вычислительный центр
Министерства финансов Республики Беларусь».
Свидетельства о государственной регистрации издателя,
изготовителя, распространителя печатных изданий
№1/161 от 27.01.2014, №2/41 от 29.01.2014.
Ул. Кальварийская, 17, 220004, г.Минск.