

The background of the entire page is a grayscale scanning electron microscope (SEM) image of a porous material. It shows a complex, interconnected network of fibers and voids, creating a honeycomb-like or sponge-like structure. The lighting highlights the three-dimensional nature of the material, with some surfaces appearing more prominent than others.

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

МАТЕРИАЛЫ МЕЖДУНАРОДНОЙ
НАУЧНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ

ВИТЕБСК, 25-29 МАЯ 2020 ГОДА

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, 25-29 мая 2020 года)

*Посвящается академику УССР Давиденкову Н.Н. –
известному ученому в области физики прочности и пластичности
материалов*

Молодечно
Типография «Победа»
2020

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, 25-29 мая 2020 года / под ред. В.В. Рубаника. - Молодечно: Типография «Победа», 2020. – 410 с.
ISBN 978-985-6967-44-6

В сборнике материалов научной конференции 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.

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

Тексты набраны с авторских оригиналов.

ISBN 978-985-6967-44-6

© Институт технической акустики
НАН Беларуси, 2020

Давиденков Николай Николаевич (1879 – 1963) – крупный ученый и известный специалист в области физики прочности, пластичности, механических свойств материалов и методов их испытания, основатель Ленинградской (Петербургской) школы механики деформирования и разрушения материалов



Николай Николаевич Давиденков родился в 1879 году в Риге, в семье потомственного дворянина Н.И. Давиденкова – выпускника Петербургского Университета и преподавателя русских гимназий в Риге. В 1903 году Н.Н. Давиденков закончил в Петербурге Институт Инженеров путей сообщения и до 1909 года занимался практической работой на разных участках железной дороги, изучая причину хладноломкости рельс. По приглашению профессора С.И. Дружинина (с 1933 г. чл.-корр. АН СССР) перешел в Петербургский Политехнический институт, где продолжил исследовательскую работу и читал курс лекций по сопромату. Результаты первых работ Н.Н. Давиденкова были столь значимы, что он был командирован с докладом на конференцию по испытанию материалов в Нью-Йорк (1912 г.), а затем для работы в ряде лабораторий в Лондоне (1913 г). В 1919 году переехал в Харьков, затем — в Ростов-на-Дону, где работал инженером-путейцем. С 1920 года жил с семьёй в Киеве, работал преподавателем в Киевском Политехническом институте на кафедре сопротивления материалов, где получил звание профессора. В это время он часто выступал с научными докладами и консультировал сотрудников Киевского Института строительной механики. В 1921 году возвратился в Петроград. В 1939 году Н.Н. Давиденков был избран академиком УССР. Отметим, что в 1935 году в Ленинграде Н.Н.Давиденкову без защиты присвоили ученую степень доктора технических наук. В 1923-1925 гг. он был профессором Московского Института инженеров транспорта, В этот период принял участие в работе Международного конгрессе по испытаниям материалов в Амстердаме.

Основы наиболее значимых работ Н.Н. Давиденкова были predeterminedены в 1918 году основателем Физико-технического института Петербурга (ныне – ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН) Абрамом Федоровичем Иоффе. Так, среди многих научных и прикладных задач, решаемых коллективом ФТИ, А.Ф. Иоффе сформулировал задачу изучения прочности и физики кристаллов. Для успешного решения этой интересной и актуальной для практики задачи А.Ф. Иоффе организовал в 1925 году в ФТИ лабораторию и открыл новую кафедру в Ленинградском Политехническом институте (ЛПИ). Возглавить эти два подразделения было поручено Н.Н.Давиденкову, которыми он руководил до своей смерти (1962 г.). Выбор был настолько удачен, что через некоторое время как в ФТИ, так и в ЛПИ сформировались коллективы ученых, работы которых внесли большой вклад в науку о прочности.

Н.Н.Давиденков совместно с А.Ф. Иоффе создал инженерную теорию хрупкого разрушения материалов вследствие хладноломкости, которая позволила разработать требования к судовой и танковой бронетехнике. За цикл работ в этом направлении Н.Н.Давиденков в 1943 году получил Сталинскую Премию. Результаты исследований природы хрупкого разрушения легли в основу схемы Давиденкова-Фридмана. Вместе с учениками, профессорами Л.А.Гликманом, Ф.Ф.Витманом, В.А.Степановым, В.А.Лихачевым, Н.Н.Давиденковым были проведены исследования хрупкого и вязкого разрушения материалов в широком диапазоне температур и скоростей нагружения, вплоть до ударных. Он и его ученики авторы методов измерения остаточных напряжений и предупреждения разрушения материалов по этой причине. Работы Н.Н.Давиденкова были тесно связаны с совместными исследованиями «прочностных» лабораторий ФТИ - академика АН СССР С.Н.Журкова и чл.-корр. АН СССР

А.В.Степанова. В свою очередь сотрудники ФТИ А.Н.Орлов, В.И.Владимиров, Б.И.Смирнов, В.И.Бетехтин с 1962 г. читали курсы лекций по теории дефектов и физики прочности на основанной Н.Н. Давиденковым кафедре. Выпускниками этой кафедры были известные ученые профессора Ю.С.Терминасов, Е.М.Шевандин и ряд других. До настоящего времени активно работают выпускники кафедры Н.Н.Давиденкова чл.-корр. РАН М.В.Сильников, чл.-корр. РАН Ю.К. Петреня и многие другие.

Н.Н.Давиденковым опубликовано 9 книг и около 200 статей. Интересно отметить, что к 50 годам у него было только 13 публикаций (Не количество статей характеризует значимость ученого!). Вот некоторые из них: Динамические испытания металлов. — Л.—М.: Гос. изд-во, 1929; 2-е изд. — Л.—М., 1936; Механические свойства и испытание металлов, Вып. 1. 2-е изд. — Л., 1933; Усталость металлов. — Киев: изд-во и тип. Изд-ва Акад. наук УССР, 1949; Некоторые проблемы механики. - Ленингр. педиатр. мед. ин-т, Каф. Физики. — [Л.] : Ленингр. газетно-журн. и кн. изд-во, 1943.

Н.Н. Давиденков награжден орденом Ленина (1953) и двумя орденами Красного знамени (1945, 1959). В 1936 году он основал секцию прочности в Петербургском Доме Ученых им. Горького АН. После смерти Давиденкова Н.Н. секцией руководили Л.А.Гликман, В.А.Лихачев, В.И.Бетехтин. В настоящее время - А.И.Разов.

Проходящая в Беларуси Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (АПП) посвящена известному ученому академику УССР Н.Н.Давиденкову. Это обосновано, в частности, и тем, что именно сотрудники и выпускники кафедры Н.Н.Давиденкова инициировали проведение в 1980 конференции АПП, как Всесоюзного Семинара. Основную работу по проведению АПП взял на себя выпускник кафедры и ученик Н.Н. Давиденкова – профессор В.А.Лихачев, которому помогали сотрудники его лаборатории прочности Ленинградского Университета (ныне профессора) А.И.Разов, Е.В.Волков, С.П.Беляев и к.ф.-м.н. З.П.Каменцева. После смерти В.А.Лихачева его дело по проведению АПП более 20 лет продолжал выпускник кафедры Н.Н.Давиденкова, соратник В.А.Лихачева – профессор В.И.Бетехтин (ФТИ им. А.Ф. Иоффе), который на собрании членов, созданного В.А.Лихачевым «Межгосударственного координационного Совета по физике прочности и пластичности» (МКС), был избран его председателем. В настоящее время МКС возглавляет известный ученый, д.ф.-м.н., профессор А.М. Глезер.

Конференция АПП стала традиционным и престижным научным форумом, который проводился не реже одного раза в год в разных городах бывшего СССР: Ижевск, Таллин, Череповец, Рига, Душанбе и др. После распада СССР по инициативе д.т.н. В.В.Рубаника (ныне чл.-корр. НАН Беларуси) было предложено возобновить проведение конференций АПП. И в 2000 году впервые после распада СССР конференция состоялась в Беларуси в городе Витебске. Это стимулировало проведение конференции АПП в Украине: Киев (2001, 2010), Харьков (2012, 2014), организаторами которых выступили академики НАНУ С.А.Фирстов и И.М.Неклюдов, в Беларуси: Витебск (2004, 2007, 2010, 2012, 2018) и др.

Представляется, что проведение очередной Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», посвященной памяти известного ученого Давиденкова Н.Н. будет способствовать как сохранению, так и дальнейшему развитию традиционно складывающихся многие десятилетия творческих и дружеских связей специалистов, занимающихся не только проблемами прочности и пластичности материалов, но и других современных научных направлений.

В.И.Бетехтин
гл. научный сотрудник ФТИ им.
А.Ф. Иоффе РАН,
д.ф.-м.н., проф., выпускник кафедры
Н.Н. Давиденкова 1959 г.

Л.П.Мясникова
вед. научный сотрудник ФТИ им.
А.Ф. Иоффе РАН, к.ф.-м.н.,
внучка
Н.Н. Давиденкова

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ТИТАНА

Комиссарова И.А.¹, Коновалов С.В.², Иванов Ю.Ф.³, Громов В.Е.¹,
Аксенова К.В.¹, Чэнь С.²

¹Сибирский государственный индустриальный университет, 654007, Россия, Новокузнецк, ул. Кирова, 42, e-mail: I.R.I.SS@yandex.ru

²Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, 443086, г. Самара, ул. Московское шоссе, д. 34

³Институт сильноточной электроники СО РАН, 634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3

В современных условиях эксплуатации машин и конструкций проблемы повышения прочности, ресурса, живучести и долговечности материалов выдвигаются в число основных задач. Исходя из этого, актуальными являются исследования, направленные на увеличение рабочего ресурса металлических материалов внешними энергетическими воздействиями [1].

Структура поверхностного слоя титана, разрушенного в результате усталостных испытаний, имеет тонкий (4,5 мкм) поверхностный слой с нанокристаллической зеренно-субзеренной структурой (рисунок 1а, б). Средний размер зерен, формирующих данный слой, составляет $58,6 \pm 21,5$ нм. Распределение зерен по размерам близко к логарифмически нормальному. Зерна формируют разориентированные друг относительно друга слои, расположенные параллельно поверхности образца. Толщина таких слоев, в большинстве случаев, соответствует среднему размеру зерен [2, 3].

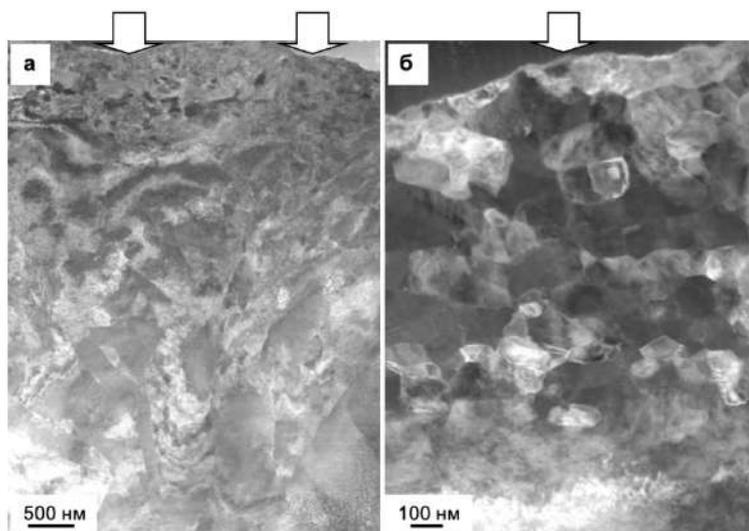


Рисунок 1 - Структура поверхностного слоя титана, разрушенного в результате усталостных испытаний без воздействия токовыми импульсами

После воздействия на образцы материала токовыми импульсами количественный анализ поверхностного слоя образца показал, что средний размер формирующих данный слой кристаллитов составляет $422,7 \pm 400$ нм (рисунок 2 а, б). Следовательно, токовая обработка образцов в процессе усталостных испытаний приводит к многократному (более чем в 7 раз) увеличению средних размеров кристаллитов поверхностного слоя [4, 5].

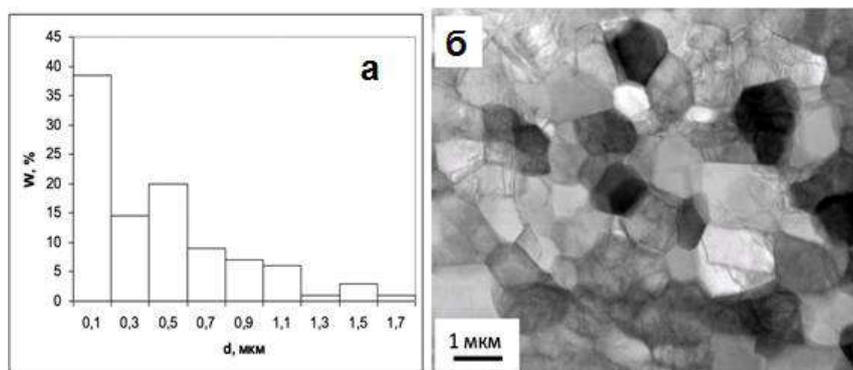


Рисунок 2 - Гистограмма (а) и электронно-микроскопическое изображение (б) зерен, формирующихся в поверхностном слое титана, после обработки токовыми импульсами

Исследования дефектной субструктуры и фазового состава поверхностного слоя титана, разрушенного в условиях токовой импульсной обработки, выявили формирование субмикроструктурной структуры, средний размер кристаллитов которой ($422,7 \pm 400$ нм) более чем в 7 раз больше средних размеров кристаллитов поверхностного слоя, формирующегося при усталостных испытаниях титана в исходном состоянии [6].

Установлено, что токовая импульсная обработка титана способствует снижению количества источников (концентраторов) внутренних полей напряжений в поверхностном слое титана, разрушенного при усталостных испытаниях. Показано, что в поверхностном слое образцов титана формируется многофазная структура на основе α -титана, содержащая наноразмерные (от 10 нм до 35 нм) частицы оксидов титана.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Комиссарова, И. А. Изменение при многоциклового усталости структуры титанового сплава VT1-0, подвергнутого токовому импульсному воздействию [Текст] / И. А. Комиссарова, Д. А. Косинов, С. В. Коновалов [и др.] // Ползуновский вестник. – 2018. – № 3. – С. 139–143.
2. Комиссарова, И. А. Влияние токового импульсного воздействия на структуру титанового сплава при многоциклового усталости [Текст] / И. А. Комиссарова, С. В. Коновалов, Д. А. Косинов, [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2018. – Том 15. – №3. – С. 409–415.
3. Konovalov, S. V. Increase in Reliability of Metal Articles with Impulse Current Effect [Text] / S. V. Konovalov, I. A. Komissarova, D. A. Kosinov [et al] // MATEC Web of Conferences. – 2016. – No. 67. – P. 1–6 (06109).
4. Konovalov, S. V. Structural and phase changes under electropulse treatment of fatigue-loaded titanium alloy VT1-0 [Text] / S. V. Konovalov, I. A. Komissarova, Yu. F. Ivanov [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2018. – 10 p.
5. Новиков, М. Ю. Влияние токового воздействия на усталость металла [Текст] / М. Ю. Новиков, Д. А. Косинов, И. А. Комиссарова И.А. [и др.] // Тезисы XIV Международного семинара "Структурные основы модифицирования материалов". Обнинск : ИАЭТ, 2017. – С. 48.
6. Комиссарова, И. А. Влияние токовой импульсной обработки на структуру технически чистого титана [Текст] / И. А. Комиссарова, А. В. Феоктистов, Д. А. Косинов [и др.] // Материалы Международной научно-технической конференции молодых ученых «Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности». – Могилев : БРУ, 2018. – С. 68.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ИНДЕНТИРОВАНИЕМ**Матлин М.М., Казанкин В.А., Казанкина Е.Н.***Волгоградский государственный технический университет**(e-mail: detmash@vstu.ru, matlin@vstu.ru)*

Истинное сопротивление разрыву S_k , как известно, представляет собой отношение нагрузки, действующей непосредственно перед разрывом образца к минимальной площади сечения образца после разрыва, а относительное сужение ψ_k после разрыва определяют как отношение разности начальной площади и минимальной площади поперечного сечения образца к начальной площади поперечного сечения образца. Эти характеристики являются существенными для определения пригодности материала к обработке пластическим деформированием. В конструкторских расчетах эти характеристики используются относительно редко, поскольку они являются характеристикой физической прочности материала; при этом в процессе эксплуатации конструкции, как правило, не доводятся до разрушения. Метод определения указанных характеристик материала представлен в стандарте [1]. Очевидно, что этот метод требует изготовления специальных образцов, вырезанных из готовой детали, что очевидно, приводит к частичному или полному разрушению испытываемой детали. Неразрушающий метод определения S_k и ψ_k по твердости, измеряемой путем царапания поверхности детали алмазным конусом, предложен в работе [2]. Очевидно, что такой подход весьма логичен, поскольку определяются характеристики разрушения материала, а в процессе царапания также происходит разрушение испытываемого материала. Этот метод предусматривает построение диаграммы царапания с заглаблением индентора на 5 мкм, что требует использования образцов с полированной поверхностью и специального оборудования.

В ряде исследований было установлено, что параметры, характеризующие разрушение зависят от дефектов, которые содержит реальный материал; эти же причины влияют и на уровень предела текучести материала. Известно, что предел текучести однозначно определяется уровнем твердости материала и характеризует начальный этап разрушения. Исследуемые в данной работе характеристики S_k и ψ_k характеризуют конечный этап разрушения. Указанное положение побуждает к поиску взаимосвязи предельных характеристик прочности и пластичности с параметрами упругопластического внедрения индентора.

Разработанный метод [3] неразрушающего определения истинного сопротивления разрыву S_k предусматривает внедрение в испытываемый материал сферического индентора нагрузкой, находящейся в диапазоне, соответствующем контролю твердости, измерение остаточной и упругой частей полного сближения индентора с поверхностью испытываемого материала, по которым определяют радиус кривизны поверхности отпечатка индентора под нагрузкой и величину давления q на поверхности отпечатка. Затем определяют истинное сопротивление разрыву S_k по формуле

$$S_k = a \cdot q + b, \quad (1)$$

где дополнительно « a », « b » – коэффициенты, зависящие от химического состава материала детали.

Метод неразрушающего определения относительного сужения после разрыва ψ_k [4] базируется на закономерностях контактного модуля упрочнения (пластической твердости $НД$ [5, 6]), который является комплексной характеристикой механических свойств материала (предела текучести, истинного сопротивления разрыву, коэффициента упрочнения). Согласно этому методу ψ_k определяют с учетом истинного сопротивления разрыву S_k по формуле

$$\Psi_k = \frac{S_k}{c \cdot \text{НД}^d}, \quad (2)$$

где «с» и «d» - коэффициенты, зависящие от химического состава испытуемого материала.

Зависимость (2) в новой форме устанавливает взаимосвязи между всеми существенными параметрами, определяющими величину относительного сужения после разрыва: пластические свойства материала при контактной деформации (от них зависит пластическая твердость), прочностные свойства материала (от них зависит истинное сопротивление разрыву), пластические свойства материала при растяжении (от них зависит относительное сужение после разрыва), а также коэффициенты «с» и «d», значения которых зависят от химического состава испытуемого материала.

Экспериментальная проверка описанных методов проведена на образцах, изготовленных из углеродистых и легированных конструкционных сталей различного уровня прочности и пластичности. В качестве индентора использовали стальной (сталь ШХ15) закаленный шарик диаметром 5 мм. Для этих материалов установлены следующие значения коэффициентов: $a = 0,257$; $b = 635$ (МПа); $c = 0,12$; $d = 0,65$. Сближение в контакте сферического индентора измеряли с помощью прибора для измерения контактных деформаций, контрольные испытания на растяжение проводили с помощью программно-технического комплекса для испытания металлов ИР 5143-200. Погрешность разработанных методов по сравнению со стандартной методикой [1] не превышает (5...6)% и имеет характер двухстороннего разброса.

Таким образом, описанные методы пригодны для практического использования при контроле различных деталей машин (зубчатые колеса, болты, стержни, элементы металлоконструкций, балки и т.п.).

Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049, и при поддержке РФФИ и Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-48-340002, а также в рамках конкурса СП-2018 (СП-253.2018.1).

Список литературы

1. ГОСТ 1497-84, ИСО 6892-84. Металлы. Методы испытания на растяжение.
2. Матюнин В.М. Индентирование в диагностике механических свойств материалов. – М.: Издательский дом МЭИ, 2015. – 288с.
3. Патент 2680111 РФ, МПК G01N3/42 Способ определения истинного сопротивления разрыву / М.М. Матлин, А.И. Мозгунова, Е.Н. Казанкина, В.А. Казанкин. - Оpubл. 15.02.2019. Бюл. №5.
4. Матлин, М.М. Методы неразрушающего контроля прочностных свойств деталей машин: монография / М.М. Матлин, А.И. Мозгунова, Е.Н. Казанкина, В.А. Казанкин. – М.: Инновационное машиностроение, 2019. - 247 с.
5. ГОСТ 18835-73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.07.75.
6. Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин Ю.И. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. - М.: Машиностроение, 1986. - 224 с.

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ МЕЖСЛОЕВЫХ ДЕФЕКТОВ ТИПА РАССЛОЕНИЙ В ПОДКРЕПЛЁННОЙ КОМПОЗИТНОЙ ПАНЕЛИ ПРИ ВЗРЫВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Медведский А.Л.¹, Мартиросов М.И.², Хомченко А.В.³

¹ Центральный аэрогидродинамический институт им. проф. Н.Е. Жуковского,

² Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет),

³ ПАО «Корпорация «Иркут», г. Москва, Россия, khomchenkoanton@yandex.ru

Введение. Резкий рост стоимости новых разработок заставил компанию «Боинг» (США) пересмотреть подходы к общему проектированию гражданских самолётов. Новые требования сформулированы в выпущенном документе ACPS (стратегические принципы разработки самолётов), который предусматривает снижение стоимости работ за счёт применения новых материалов и технологий.

Среди конструкционных материалов, используемых в настоящее время в авиации, все большее распространение приобретают полимерные композиционные материалы (ПКМ), которые обладают целым комплексом преимуществ по сравнению с традиционными металлическими материалами. Среди таких преимуществ можно отметить высокую удельную прочность и жёсткость, высокую износостойкость и сопротивление усталости, что весьма важно при создании современных самолётов. Следует отметить, что целью разработки новых ПКМ является объединение различных компонентов для получения материалов с новыми заданными характеристиками, отличными от характеристик исходных компонентов. Говоря о недостатках ПКМ, важно отметить, что при производстве и эксплуатации элементов конструкций из таких материалов могут возникать дефекты различной природы, которые оказывают значительное влияние на остаточную прочность. Среди дефектов на практике часто встречаются межслоевые дефекты типа расслоений. Расслоение – нарушение адгезионной связи между слоями наполнителя в ПКМ, вызванное механическими воздействиями ударного характера или внутренними напряжениями в изделии после формования или проведения сборочно-монтажных работ. Расслоение может быть локальным или охватывать большую площадь многослойного пакета.

Постановка задачи. В настоящей работе рассматривается подкреплённая цилиндрическая панель из ПКМ длиной $a = 750$ мм, шириной $b = 490$ мм и стрелой подъёма $c = 7.38$ мм (рисунок 1).

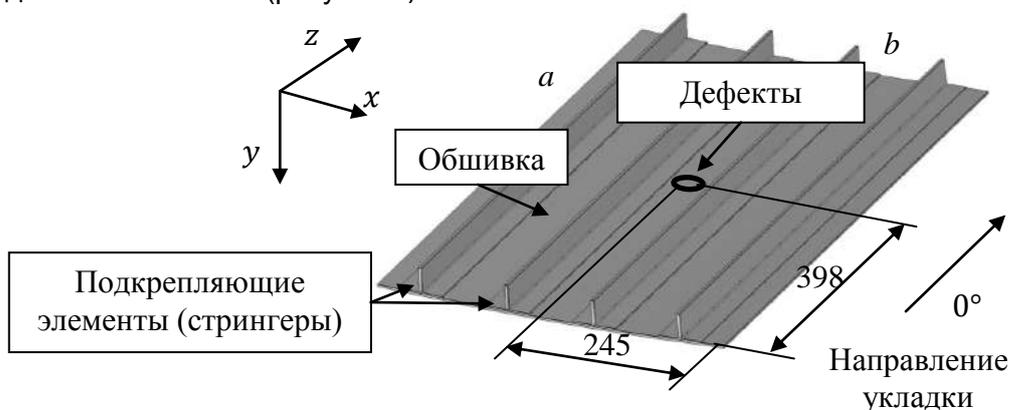


Рисунок 1 - Подкреплённая панель с расслоениями

Панель изготовлена по автоклавной технологии из углепластика на основе препрега HexPly M21/34%/UD194/IMA (углеродная лента IMA на основе высокопрочного волокна HexTow IMA-12K и эпоксидное модифицированное связующее M21). Обшивка состоит из 16 монослоёв, которые имеют следующий формат укладки:

$[+45^\circ/-45^\circ/0^\circ/90^\circ/0^\circ/0^\circ/+45^\circ/-45^\circ]_{sym}$. Стрингеры выполнены из двух половинок L – образного сечения и состоят из 12 монослоёв по следующей схеме укладки: $[+45^\circ/-45^\circ/90^\circ/0^\circ/+45^\circ/-45^\circ]_{sym}$. Каждый слой моделируется отдельно и соединяется с помощью клеевого контакта. Предполагается, что в межстрингерной зоне (в сечении $z = 398$ мм), между всеми слоями обшивки (начиная с №1–№2 и т.д. до №15–№16) присутствуют расслоения эллиптической формы с осями 36 и 26 мм. В тех местах, где расположены дефекты учитывается односторонний контакт.

В качестве граничных условий используется шарнирное опирание по длинным кромкам панели. На панель действует взрывное воздействие в виде сферической взрывной волны с энергией детонации $E = 209.2$ кДж. Эпицентр взрыва расположен на расстоянии 500 мм от внешней поверхности обшивки. Упругие и прочностные характеристики монослоя известны и соответствуют режиму RTD (Room Temperature Dry): нормальная температура $+23^\circ\text{C}$ и влажность – в состоянии поставки. Задача решается в программном комплексе LS-DYNA с использованием явной схемы интегрирования по времени.

Результаты. В результате решения определяется распределение давления на внешней поверхности обшивки (рисунок 2).

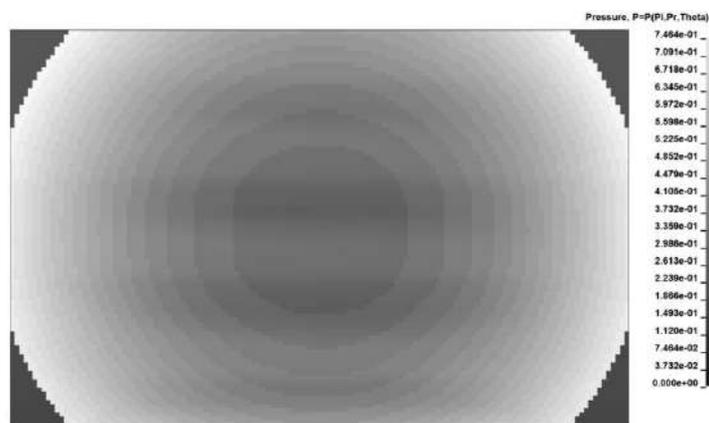


Рисунок 2 - Распределение давления на внешней поверхности обшивки в результате взрывного воздействия в момент времени 0.22 мс, МПа

Далее определяется самый нагруженный слой (рисунок 3) и по действующим напряжениям и деформациям вычисляются индексы разрушения f (разрушение наступает при достижении f единицы) и коэффициенты запаса прочности n по различным критериям прочности для ПКМ: Chang-Chang, Hashin, Puck, LaRC03 (рисунок 4).

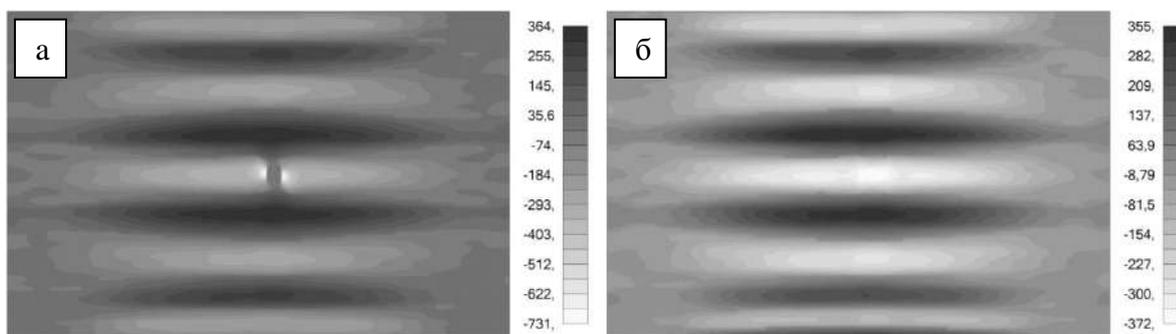


Рисунок 3 - Нормальные напряжения в продольном направлении в слое №4 (90°) в момент времени 0.22 мс, МПа:

а – при наличии повреждений, б – при отсутствии повреждений

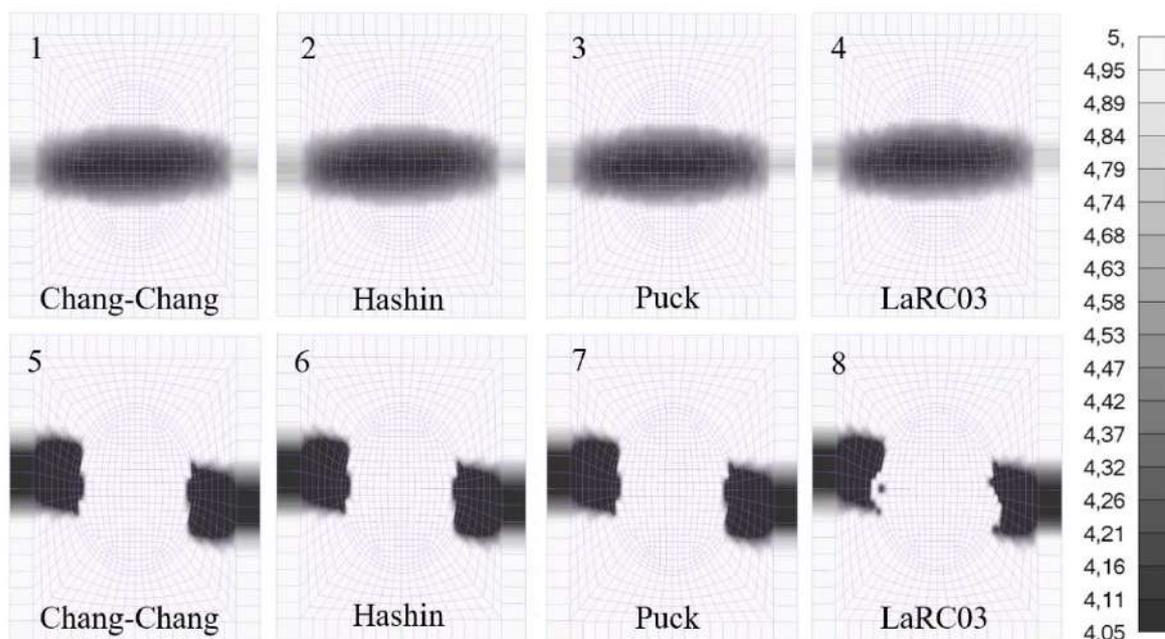


Рисунок 4 - Распределение коэффициентов запаса прочности
1-4 – в случае отсутствия повреждений; 5-8 – в случае наличия повреждений

Заключение. Из рисунков 3-4 видно, что для рассматриваемой панели уровень действующих напряжений вдоль волокна в случае наличия дефектов выше примерно в 2 раза. Распределение коэффициентов запаса прочности по различным критериям имеет схожий характер. Наблюдается снижение коэффициента запаса прочности в зоне дефектов в 2 раза в случае их наличия между слоями обшивки.

Ниже приводятся источники литературы, которые использовались при подготовке данной работы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Хомченко А.В. Поведение полой композитной панели с внутренними повреждениями под действием нестационарной нагрузки // Научно-технический журнал «Строительная механика и расчет сооружений». ЦНИИСК им. В.А. Кучеренко. – 2019. – №3 – С. 43-47.
2. Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Хомченко А.В. Динамика подкреплённой композитной панели со смешанной укладкой монослоёв с внутренними повреждениями при нестационарных воздействиях // Вестник Брянского государственного университета. 2019. – №7. – С. 35-41.
3. Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Хомченко А.В. Численное моделирование поведения пластины из полимерного композита под действием динамических нагрузок при наличии множественных дефектов между слоями // Известия ТулГУ. Технические науки, 2018. Вып. 10. С. 271–278.
4. Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Хомченко А.В. Численный анализ поведения слоистой композитной панели с межслоевыми дефектами под действием динамических нагрузок // Строительная механика инженерных конструкций и сооружений. – 2019. - Т. 15, №2, - С. 127-134.
5. Medvedskiy A.L., Rabinskiy L.N., Martirosov M.I., Ershova A.Yu., Khomchenko A.V. The study of changes in strength of polymer composite panels with interlayer defects under the action of unsteady load // The Asian International Journal of Life Sciences. Supplement 21 (1). Philippines, 2019. - P. 565 - 576.

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ МОДЕЛИ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЖЕСТКОГО ИНДЕНТОРА С УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИМ ПОЛУПРОСТРАНСТВОМ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

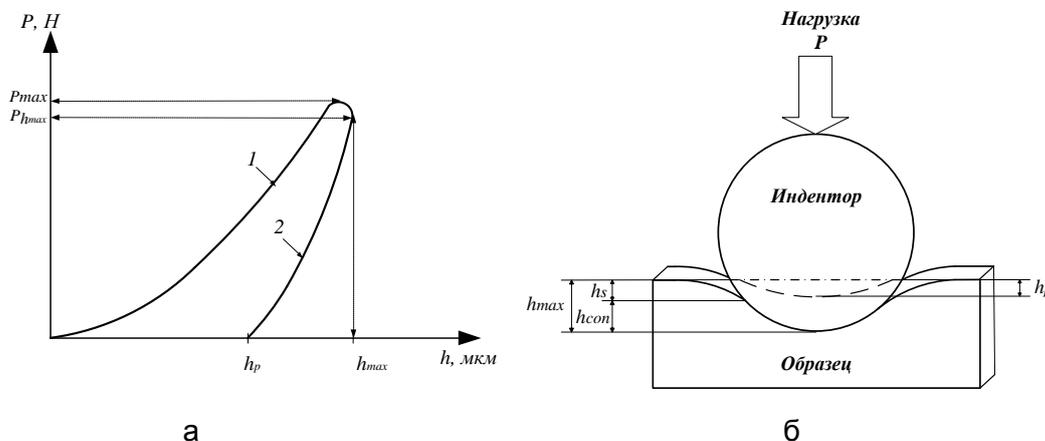
Протасеня Т.А.¹, Крень А.П.¹, Гнутенко Е.В.¹, Делендик М.Н.²

¹Институт прикладной физики НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, 5657397@gmail.com

²Филиал БНТУ «Межотраслевой институт повышения квалификации и переподготовки кадров по менеджменту и развитию персонала»,
г. Минск, Беларусь. delendik@mipk.by

Современные темпы развития измерительной техники, принцип действия которой основан на регистрации и анализе процесса внедрения жесткого индентора в исследуемый материал, требуют разработки прикладных основ теории контактного взаимодействия. В настоящее время большинство работ, посвященных вопросам моделирования процесса упругопластического деформирования, носят исключительно теоретический характер и мало применимы на практике ввиду большого числа поправочных коэффициентов, не значительно отличающих их от классических моделей упругопластического контакта, рассмотренных такими авторами как Джонсон К., Алехин В.П. и Булычев С.И. В тоже время важнейшей прикладной задачей является разработка универсального подхода, позволяющего максимально корректно описать процесс нагружения материала и оценить его физико-механические характеристики по регистрируемым параметрам соответствующей модели. Практика применения приборов, работающих по принципу локального контактного деформирования показывает, что современные задачи, такие как, например, безобразцовый оперативный контроль свойств готовых изделий, может быть эффективно решена устройствами, реализующими динамическое нагружение материала. При этом максимально полную и достоверную информацию о его свойствах возможно получить только в случае непрерывной регистрации всей диаграммы нагружения. В связи с этим актуален вопрос правомерности использования известных моделей статического нагружения [1] в случае динамического приложения нагрузки.

Характерным отличием динамического нагружения от статического является запаздывание максимального перемещения индентора h_{max} относительно максимального контактного усилия P_{max} (рисунок 1), поэтому диаграмма ударного нагружения не имеет острого пика, свойственного для статического способа нагружения.



1 – кривая нагружения, 2 – кривая разгрузки, 3 – касательная к кривой разгрузки;
 h_{max} – максимальная глубина внедрения; h_s – упругий прогиб контура отпечатка;
 h_{con} – контактная глубина внедрения; h_p – глубина пластического отпечатка

Рисунок 1 – Общий вид диаграммы ударного нагружения упругопластического материала сферой (а) и схематичное представление поперечного сечения отпечатка (б)

В связи с этим анализ и обработка зависимости $P(h)$ представляет более сложную задачу перехода от регистрации ударного процесса индентирования к моделям деформирования исследуемого материала и аналитическому представлению его физико-механических характеристик через параметры динамического взаимодействия: максимальную глубину внедрения, глубину пластического отпечатка, максимальное контактное усилие и другие.

Как правило на практике для контроля свойств материалов методами индентирования используют инденторы сферической, конической и пирамидальной форм. Однако для решения более сложных и специфических задач в ряде случаев прибегают к нестандартным решениям. Примером тому может служить оценка твердости и модуля упругости анизотропных слоистых материалов посредством внедрения индентора в виде клина [2]. Для аналитического описания упругопластического контакта жесткого клина (рисунок 2а) предложено использовать подход, в рамках которого зависимость $P(h)$ может быть найдена как произведение площади проекции контактной поверхности и напряжения, возникающего в материале при внедрении в него индентора [3].

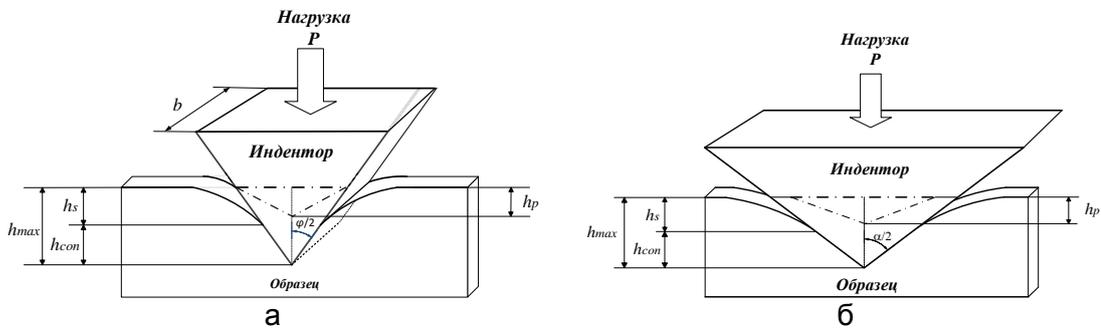


Рисунок 2 – Схематичное представление поперечного сечения отпечатка при деформировании упругопластического материала клиновидным (а) и пирамидальным (б) инденторами

Таким образом общий вид уравнения связи контактного усилия с параметром глубины вдавливания клина имеет вид:

$$P(h) = bE^*(h - h_p), \quad (1)$$

где b – ширина клина, E^* – приведенный модуль упругости системы индентор-материал,

Используя в качестве основной расчетной точки на диаграмме ударного нагружения значение $P_{h_{max}}(h_{max})$ были получены основные выражения для расчета твердости и модуля упругости упругопластического материала при внедрении в него клина:

$$H = \frac{P_{h_{max}}}{2b \operatorname{tg} \frac{\varphi}{2} (0,27h_{max} + 0,73h_p)}. \quad (2)$$

$$E = \frac{2P_{h_{max}} (1 - \mu^2)}{b(h_{max} - h_p)}. \quad (3)$$

Аналогичным образом данный подход может быть использован при рассмотрении контактных задач в случае динамического внедрения инденторов различных форм. Например, при использовании сферического индентора выражения для расчета твердости и модуля упругости имеют вид:

$$H = \frac{P_{hmax}}{\pi R_i (h_{max} + h_p)}, \quad (4)$$

$$E = \frac{3P_{hmax} (1 - \mu^2)}{4\sqrt{R_i} (h_{max} - h_p)^{3/2}}, \quad (5)$$

а при внедрении пирамидального индентора Виккерса (рисунок 2б):

$$H = \frac{P_{hmax}}{16 \operatorname{tg}^2 \frac{\alpha}{2} (5h_{max} + 3h_p)^2}, \quad (6)$$

$$E = \frac{P_{hmax} (1 - \mu^2)}{2(h_{max} - h_p)^2 \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}}. \quad (7)$$

Данные аналитические модели контактного деформирования легли в основу уникальных методик измерения твердости и модуля упругости изотропных и анизотропных углеродных конструкционных материалов, которые реализованы в программно-аппаратном комплексе «ИСУМ-1», разработанном в ИПФ НАН Беларуси. Разработанная измерительная техника впервые позволила неразрушающим методом осуществить оперативный контроль физико-механических характеристик наиболее ответственных деталей и узлов ракетно-космической техники как на стадии их изготовления, так и в процессе технического обслуживания.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials Parameters. Part 1. Test method: ISO 14577-1. – Edition 01.10.02. – 26p.
2. Крень, А.П. Повышение информативности контроля анизотропных углеродных материалов методом низкоскоростного ударного индентирования / А.П. Крень, Т.А. Протасеня, В.А. Рудницкий // *Материалы. Технологии. Инструменты.* – 2014. – Том 19, № 3. – С. 88-94.
3. Popov, V.L. *Kontaktmechanik und Reibung. Ein Lehr- und Anwendungsbuch von der Nanotribologie bis zur numerischen Simulation* / V.L. Popov. – Berlin: Springer, 2009. – 328 z.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ И КВД НА ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Ti–2.2 ВЕС.% Fe

Горнакова А.С.¹, Афоникова Н.С.¹, Ходос И.И.², Тюрин А.И.³, Страумал Б.Б.¹

¹Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

²Институт проблем технологии микроэлектроники и особо чистых материалов РАН, Черноголовка, Россия

³НИИ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, alenahas@issp.ac.ru

Введение

Сплавы на основе титана обладают низкой плотностью, высокой прочностью и хорошей коррозионной устойчивостью, что делает их привлекательными для разнообразных применений от авиастроения до биоимплантов в медицине [1]. Тем не менее, для дальнейшего улучшения свойства этих сплавов, требуются новые термомеханические подходы к обработке этих материалов. В частности, механические свойства сплавов на основе титана могут быть дополнительно улучшены с помощью интенсивной пластической деформации (ИПД) [2]. ИПД-методы позволяют производить наноструктурированные материалы с уникальными механическими свойствами. Однако, применение этих методов может вызвать нежелательные фазовые превращения, а также другие сопутствующие микроструктурные изменения [3-4].

Известно, что титан имеет три аллотропные модификации: низкотемпературную α Ti-фазу ($P6_3/mmc$), высокотемпературную β Ti-фазу ($Im\bar{3}m$) и фазу высокого давления ω Ti ($P6/mmc$). Из литературных данных известно, что в системе Ti–Fe существует также несколько метастабильных фаз [5], которые образуются в результате закалки из ОЦК решетки β -твердого раствора.

Цель работы: исследовать влияние предварительно отжига (в трех различных областях фазовой диаграммы Ti–Fe [6]) и кручения под высоким давлением (КВД) на твердость сплава Ti–2.2вес.% Fe.

Методика эксперимента

Исследуемый двухкомпонентный титановый сплав Ti–2.2вес.% Fe был приготовлен из титана марки ТИ-1 (иодидный титан 99.98 %) и железа (99.97 %). Сплав был выплавлен в индукционной печи в атмосфере чистого аргона. Из полученного цилиндрического слитка сплава \varnothing 10 мм были нарезаны шайбы толщиной 0.7 мм. Затем образцы запаивали в кварцевые ампулы и отжигали в вакууме при остаточном давлении 4×10^{-4} Па. После отжига образцы закалывали в воде. Отжиг проводился при температурах 470, 615 и 950°C, продолжительность составила 673, 270 и 270 часов, соответственно [6]. Полученные образцы подвергали КВД при комнатной температуре при 7 ГПа, скорости деформации 1 об/мин и 5 оборотах плунжера. После КВД толщина образцов составила 0.35 мм.

Измерения твердости H [7-8] проводили на приборе TI-950 Triboindenter оснащенном индентором Берковича (НИИ «НТ и НМ» ТГУ, Тамбов), при комнатной температуре и постоянной нагрузке (200 mN) в центре, на середине радиуса и вблизи края образца. Для структурно-фазового анализа образцов использовали рентгеновский дифрактометр Siemens D-500. Определение элементного состава и структуры образцов проводили на СЭМ высокого разрешения Supra 50VP с системой микроанализа INCA Energy+, оснащенной приставкой для энергодисперсионного микроанализа Oxford Instruments и на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Результаты и обсуждение

Результаты исследований показали, что твердость образцов зависит как от температуры предварительной термообработки, так и от локализации области проведения измерений (см. Таблица 1). О том, что H может зависеть как от методов

предварительных обработок, так и места локализации измерений (вдоль или поперек образца/центр или край образца) показано во многих работах, в том числе наших [9-10].

Таблица 1 - Фазы, их параметры решетки и количество в сплаве Ti–2.2вес.% Fe после отжига и КВД в различных областях образцов.

Образец	Фазы	Объемная доля фаз (%) и параметры решеток (nm)		
		Центр (R ₀)	Середина радиуса (R _{1/2})	Край (R ₁)
Ti-2.2wt.% Fe 470°C, 673 h.	(αTi)hex	10% a = 0.2954, c = 0.4687	13% a = 0.2957, c = 0.4689	15% a = 0.2955, c = 0.4690
	(βTi)cub	55% a = 0.3261	37% a = 0.3265	20% a = 0.3262
	(ωTi)hex	35% a = 0.4615, c = 0.2818	50% a = 0.4614, c = 0.2819	65% a = 0.4616, c = 0.2816
Твердость, ГПа		3,72	4,42	2,04
Ti-2.2wt.% Fe 615°C, 270 h.	(αTi)hex	24% a = 0.2951, c = 0.4693	18% a = 0.2955, c = 0.4690	15% a = 0.2952, c = 0.4698
	(βTi)cub	68% a = 0.3256	68% a = 0.3255	61% a = 0.3251
	(ωTi)hex	8% a = 0.4624, c = 0.2822	14% a = 0.4626, c = 0.2821	24 % a = 0.4624, c = 0.2820
Твердость, ГПа		5,07	5,8	5,46
Ti-2.2wt.% Fe 950°C, 270 h.	(αTi)hex	35% a = 0.2954, c = 0.4680	37% a = 0.2955, c = 0.4686	15% a = 0.2951, c = 0.4680
	(βTi)cub	60% a = 0.3268	60% a = 0.3261	61% a = 0.3250
	(ωTi)hex	5% a = 0.4632, c = 0.2814	3% a = 0.4632, c = 0.2813	24 % a = 0.4630, c = 0.2815
Твердость, ГПа		4,86	5,76	4,73

Целью данной работы было связать различия в значениях твердости локальных областей со структурными особенностями каждого образца. В сплаве, отожженном при 950°C и 615°C, количество β-фазы почти неизменно и даже одинаково, при данных отжигах. Соотношения α- и ω-фаз также близки, рост доли ω-фазы происходит от центра к краю. Следовательно, можно предположить, что отжижки при данных температурах приводят к очень близкому фазовому составу образцов и как следствие к близким значениям их твердости. Присутствие интерметаллидной фазы TiFe₂ и ее равномерное распределение по образцу также способствует близким значениям твердости для данных температур отжига. Наличие в средней области дополнительно

пятой фазы TiFe приводит к чуть более высоким значениям твердости. В образце, отожженном при 470°C, процентное соотношение трех фаз существенно отличается: количество β -фазы падает от центра к краю образца с 55 до 20 % (≈ 2 раза), а количество α - и ω -фаз растет. Из литературных источников известно, что α -фаза упрочняет материал, а ω -фаза приводит к его охрупчиванию. Процентное отношение α -фазы в образце меняется с 10 до 15 % (≈ 1.5 раза), а доля ω -фазы растет с 35 до 65 % (≈ 2 раза). Твердость образца падает от его центра к краю с 3,7 до 2 ГПа (≈ 2 раза). Можно предположить, что низкая температура предварительного отжига приводит к неравномерному распределению α -, β - и ω -фаз по образцу. Проведенные эксперименты показывают, что выше температуры эвтектоидного превращения (595°C) наблюдается более равномерное распределение фаз по образцу сплава Ti–2.2вес.% Fe, и как следствие значения твердости мало изменяются от центра к краю КВД диска.

Выводы

По результатам экспериментов было показано, что значения твердости для сплава Ti–2.2вес.% Fe зависят не только от температуры предварительного отжига перед КВД-обработкой, но и сильно локализованы относительно области проведения измерений. Предварительная термообработка сплава в двухфазной области при $T = 615^\circ\text{C}$ дает самые высокие значения твердости (5,8 ГПа) на середине радиуса образца.

Благодарность

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичном финансировании РФФИ (гранты 18-03-00067 и 19-58-06002) и РФФИ (грант 17-48-680817 - исследование физико-механических свойств методами индентирования).

ЛИТЕРАТУРА

1. C. Veiga, J.P. Davim, A.J.R. Loureiro, Rev. Adv. Mater. Sci. 32 (2012) 133.
2. B.A. Kolachev, V.A. Livanov, A.A. Bukhanov. Mechanical Properties of Titanium and Its Alloys. Metallurgy, Moscow (1974) in Russian.
3. D. Errandonea, Y. Meng, M. Somayazulu, D. Häusermann, Physica B 355 (2005) 116.
4. D.R. Trinkle, R.G. Hennig, S.G. Srinivasan, D.M. Hatch, M.D. Jones, H.T. Stokes, R.C. Albers, J. W. Wilkins, Phys. Rev. Lett. 91 (2003) 025701.
5. I.P. Semenova, A.V. Polyakov, V.V. Polyakova, Y. Huang, R.Z. Valiev, T.G. Langdon, Adv. Eng. Mater. 18 (2016) 2057.
6. J.L. Murray, Bull. Alloy Phase Diagr. 2 (1981) 320.
7. Yu.I. Golovin, A.I. Tyurin, E.G. Aslanyan, T.S. Pirozhkova, V.M. Vasyukov Physics of the Solid State. 59 (2017). 1803-1811.
8. Yu.I. Golovin, V.I. Ivolgin, V.V. Korenkov, A.I. Tyurin Technical Physics Letters. 23 (1997) 621-623.
9. B.B. Straumal, A. Korneva, A.R. Kilmametov, L. Litynska-Dobrzynska, A.S. Gornakova, R. Chulist, M.I. Karpov, P. Ziebab Materials 12 (2019) 426.
10. A.S. Gornakova, A.B. Straumal, I.I. Khodos, I.B. Gnesin, A.A. Mazilkin, N.S. Afonikova, B.B. Straumal J. Appl. Phys. 125 (2019) 082522.

ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА СКОРОСТЬ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ КАРБОНАТНЫХ ПОРОД И МАТЕРИАЛОВ

Скворцова З.Н., Траскин В.Ю.

Химический факультет МГУ, Москва, Россия, zskvor@yahoo.com

Рекристаллизационная ползучесть (РП) является важным механизмом деформации порошков и поликристаллических твердых тел в присутствии жидкой среды, локализованной в поровом пространстве или вдоль границ зерен. Движущей силой процесса РП является возрастание химического потенциала и, как следствие, повышение растворимости твердого тела в напряженных участках.

Локальный избыток концентрации растворенного вещества обеспечивает его диффузионный массоперенос по жидким включениям вдоль градиента напряжений, что приводит к макроскопической деформации поликристаллов или компакции порошков. В зависимости от интенсивности и вида напряженного состояния, размеров зерен, степени деформации, природы жидкой среды и других условий скорость деформации лимитируется либо скоростью растворения (осаждения) твердой фазы, либо скоростью диффузии растворенного вещества в жидкости. Рекристаллизационная ползучесть (в англоязычной литературе «pressure solution») является основным механизмом деформации карбонатных пород и строительных конструкций даже при напряжениях, гораздо меньших предела текучести.

Изменения мрамора, известняка и других карбонатных пород, обусловленные РП, интенсивно изучаются геологами на различных масштабных уровнях; однако количество работ, в которых этот процесс исследуется в лабораторных условиях, крайне ограничено [1, 2]. До сих пор не существует единой точки зрения на многие детали механизма РП (в частности, на то, какая стадия процесса – растворение, диффузионный массоперенос или переосаждение – является лимитирующей в тех или иных условиях). Данная работа посвящена детальному исследованию механизма РП карбоната кальция и выявлению химических и механических факторов, вызывающих замедление или ускорение деформации.

Объекты и методы испытаний. Порошок кальцита с размером зерен $d = 25 \pm 8$ мкм помещали в цилиндрическую матрицу и пропитывали осушенными углеводородами (гептаном или деканом) или насыщенным водным раствором CaCO_3 (рН 8,2) без добавок или с добавками различной природы и концентрации. На первом этапе проводили предпрессовку под давлением 1.5 МПа, которое затем сбрасывали до 0.56 МПа. Перемещение поршня Δh регистрировали с точностью 0.1 мкм (частота регистрации 10 сек^{-1}). Скорость деформации рассчитывали как $\Delta h/h_0 t$, где h_0 – исходная высота образца, t – время. В течение первых 12 часов после предпрессовки скорость оставалась практически постоянной; среднее значение скорости рассчитывали на этом участке по результатам не менее 7 испытаний. Циклическое воздействие осуществляли с помощью устройства, позволявшего изменять напряжение в интервале от 0.3 до 0.03 МПа с периодичностью от 24 до 120 сек по закону, близкому к синусоидальному.

Результаты и их обсуждение. Полученные результаты подтверждают давно известный факт: карбонат кальция относится к числу материалов, механические свойства которых заметно изменяются под действием воды. В присутствии углеводородов – не растворяющих кальцит сред – первоначальная быстрая деформация останавливается при достижении предела текучести материала в результате увеличения площади контактов между зернами. В водных растворах деформация продолжается в течение длительного времени. Наблюдаемые качественные особенности процесса (значительная величина эффекта, длительность его проявления, отсутствие порога в области малых напряжений) позволяют предположить, что вероятный механизм ускоренной деформации – рекристаллизационная ползучесть.

Полагая, что деформация развивается в условиях «взаимного индентирования» зерен, можно получить выражения для скорости деформации [3]. Если лимитирующей стадией РП является переход вещества в раствор, скорость деформации описывается как $dh/dt = A/h$, где $A = K_1 \kappa \omega F / dRT$. Для режима, лимитируемого диффузией, $dh/dt = B/h^2$, где $B = K_2 DC_0 \omega F \delta / d^3 RT$ (κ – константа скорости растворения, ω – мольный объем, D – коэффициент диффузии растворенного вещества, C_0 – растворимость твердой фазы, δ – средняя толщина жидкой прослойки между зернами; коэффициенты K_1 и K_2 описывают геометрию матрицы и схему упаковки зерен). В общем случае смешанного диффузионно-кинетического режима $dh/dt = AB / (Ah^2 + Bh)$. Сопоставление экспериментально полученных значений скорости компактирования с расчетными показывает, что при не очень высоких степенях деформации (2 – 3%) процесс происходит в смешанном режиме.

Хорошо известно, что скорости растворения и осаждения, а также кинетика диффузионного массопереноса в растворах могут сильно изменяться в присутствии даже незначительных примесей в жидкости. Таким образом, можно ожидать изменения скорости РП при варьировании состава раствора. Было исследовано влияние добавок, значительно снижающих скорость растворения и роста кристаллов кальцита.

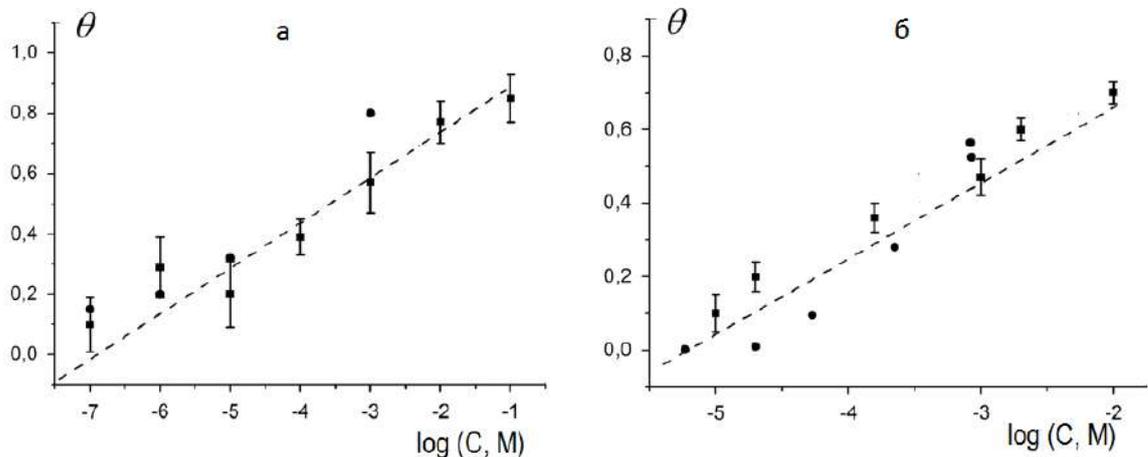


Рисунок 1 - Степень заполнения поверхности порошка кальцита в зависимости от концентрации ОЭДФ (а) и Трилона А (б) по измерениям скорости деформации (■) и по измерениям скорости растворения (а) или адсорбции (б) (●)

Оказалось, что оксиэтилендифосфоновая кислота (ОЭДФ) значительно уменьшает скорость РП, начиная с концентрации 10^{-6} М. Заметное действие Трилона А начинает проявляться, начиная с концентрации 10^{-4} – 10^{-5} М. При таких же концентрациях замедляется деформация при добавлении цетилпиридиний хлорида (ЦПХ). Прямыми измерениями адсорбции Трилона А и ЦПХ, а также измерениями скоростей растворения в присутствии добавок ОЭДФ было показано, что в подавлении РП решающую роль играет адсорбционная блокировка активных центров на поверхности кальцита. На рис. 1 приведена концентрационная зависимость степени заполнения поверхности, определенная как непосредственно измерениями адсорбции Трилона А (после введения в адсорбат тритиевой метки), так и рассчитанная по замедлению скорости растворения и деформации $\theta = (1 - v/v_0)$ в присутствии ОЭДФ и Трилона А (v и v_0 – скорости растворения или деформации в присутствии и в отсутствие добавок). Практическим применением эффектов замедления ползучести может быть направленный поиск ингибиторов, образующих стойкие адсорбционные слои на карбонатных материалах, с целью сохранения архитектурных памятников.

При переходе от статического к циклическому режиму нагружения происходит ускорение РП (рис. 2).

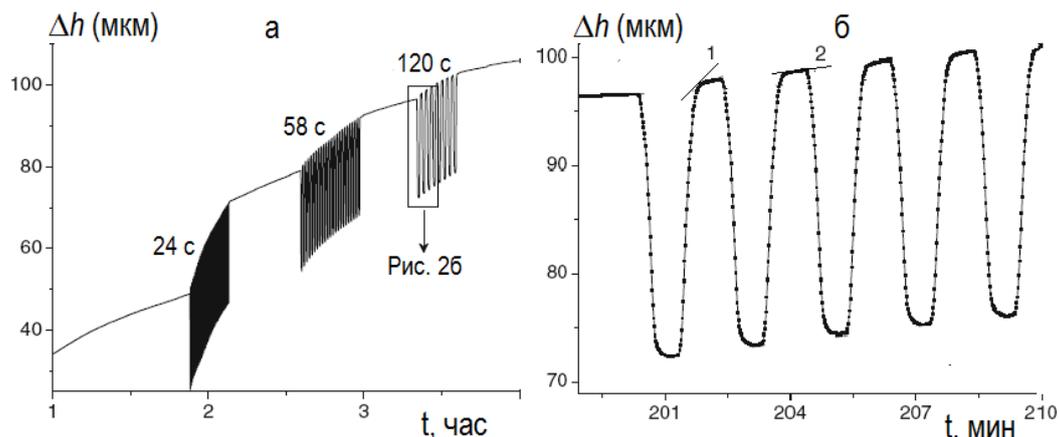


Рисунок 2 - Деформационные кривые смоченного порошка кальцита при статическом и циклическом режимах нагружения с периодами нагрузки-разгрузки 24, 58 и 120 сек (а); увеличенная часть кривой, соответствующая периоду 120 сек (б)

Изменение скорости деформации проявляется только при испытаниях порошков кальцита, пропитанных водным раствором, и отсутствует в инертных средах (углеводородах). Анализ деформационных кривых и зависимости скорости РП от частоты циклов нагрузки-разгрузки позволил предложить возможный механизм ускорения деформации. По-видимому, после сброса нагрузки происходит частичное или полное снятие пересыщения в результате возникновения конвективного потока при быстром расширении межзеренной прослойки. Поэтому в самом начале каждой стадии нагружения процесс перестает лимитироваться диффузией растворенного вещества и переходит в чисто кинетический режим. Растворение в контакте со «свежим» раствором происходит более интенсивно, ползучесть ускоряется. В начале каждого цикла наблюдается наибольшая скорость, которая затем постепенно падает (участки 1 и 2 на рис. 2б). Поэтому чем короче цикл, тем больше повышение скорости. Таким образом, ускорение деформации в результате циклических воздействий может проявляться только в тех случаях, когда при статическом нагружении процесс идет в диффузионном или смешанном режиме. Возможен ряд практических применений описанного эффекта: ускорение компактирования соли при «запечатывании» шахт в хранилищах токсичных отходов, объяснение обнаруженного ранее повышения нефтеотдачи при интенсивных вибрационных воздействиях на карбонатные пласты и т.д.

Работа выполнена в рамках госбюджетной темы, № АААА-А16-16030250108-3.

ЛИТЕРАТУРА

1. Zhang X., Spiers C.J., Peach C.J. // J. Geophys. Res. 2010. V. 115. P. B09217.
2. Croizé D., Renard F., Gratier J.-P. // Adv. Geophys. 2013. V. 54. P. 181.
3. Газизуллин И. Ф., Симонов Я.И., Скворцова З.Н., Траскин В.Ю.// Коллоидн. журн. 2015. Т. 77. С. 577.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Выродова А.В., Победенная З.В., Сараева А.А., Куксгаузен Д.А.

Сибирский физико-технический институт Национального исследовательского Томского государственного университета, пл. Новособорная, 1, 634050, Томск, Россия, E-mail: wirodowa@mail.ru

На монокристаллах ГЦК $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$, $\text{Co}_{25}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{25}\text{Ni}_{25}$, $(\text{CoCrFeNi})_{93}\text{Al}_7$ и $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Al}_4\text{Ti}_2$ (ат.%) высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) с разной величиной энергии дефекта упаковки $\gamma_{\text{ду}}$ при деформации растяжением исследовано влияние ориентации и температуры испытания на механические свойства, механизм деформации (скольжение, двойникование), тип дислокационной структуры (ячеистый и планарный) и механизм разрушения.

Показано, что температурная зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{\text{кр}}(T)$ монокристаллов ВЭС при деформации растяжением в температурном интервале $T=77\text{--}573\text{ K}$ оказывается аналогичной ранее найденной для ГЦК металлов и сплавов замещения при деформации скольжением. Во-первых, на температурной зависимости $\tau_{\text{кр}}(T)$ имеет место две стадии: при $T < 373\text{ K}$ наблюдается сильная температурная зависимость $\tau_{\text{кр}}(T)$, превышающая температурную зависимость модуля сдвига $G(T)$, а при $T > 373\text{ K}$ $\tau_{\text{кр}}(T)$ зависят от температуры как $G(T)$. Во-вторых, $\tau_{\text{кр}}$ в исследованном интервале температур $T=77\text{--}573\text{ K}$ зависят от химического состава ВЭС: в монокристаллах $(\text{CoCrFeNi})_{93}\text{Al}_7$ и $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Al}_4\text{Ti}_2$ ВЭС, содержащих атомы Al, $\tau_{\text{кр}}$ во всем исследованном интервале температур оказываются выше, чем в монокристаллах ВЭС без Al. В монокристаллах $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ и $\text{Co}_{25}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{25}\text{Ni}_{25}$ ВЭС твердорастворный эффект упрочнения связан с атомами Cr, поскольку эффективный радиус Cr больше эффективных радиусов элементов Fe, Ni, Mn, и Co, входящих в состав ВЭС. В кристаллах $(\text{CoCrFeNi})_{93}\text{Al}_7$ и $(\text{CoCrFeNi})_{94}\text{Al}_4\text{Ti}_2$ твердорастворный эффект обусловлен не только атомами Cr, но и атомами Al, поскольку эффективный атомный радиус Al оказывается больше всех других атомов, входящих в состав ВЭС. В-третьих, в монокристаллах ГЦК ВЭС при деформации растяжением начало пластического течения связано со скольжением и закон Боаса-Шмида для критических скалывающих напряжений $\tau_{\text{кр}}$ выполняется во всем исследованном температурном интервале $77\text{--}573\text{ K}$.

Установлено, что в монокристаллах ВЭС тип структуры (планарная или ячеистая) определяется величиной энергии дефекта упаковки, уровнем внешних напряжений, температурой испытания, ориентацией кристалла и ближним порядком. Планарная структура с плоскими скоплениями дислокаций в широком температурном интервале от 77 до 973 K наблюдается в монокристаллах ВЭС с атомами Al. Планарность дислокационной структуры в монокристаллах ВЭС с атомами Al в широком температурном интервале определяется сильным эффектом твердорастворного упрочнения от атомов алюминия, ближним порядком и предвыделениями при температурах выше 773 K . В монокристаллах ВЭС без атомов Al планарная структура имеет место при температурах ниже комнатной и определяется ростом уровня напряжений за счет сильной температурной зависимости $\tau_{\text{кр}}(T)$, величиной $\gamma_{\text{ду}}$ и ориентацией кристалла.

Показано, что деформацию двойникованием в монокристаллах ВЭС контролирует уровень напряжений, величина $\gamma_{\text{ду}}$ и ориентация кристаллов. Установлены ориентации, в которых двойникование развивается вблизи предела текучести: $[\bar{1}11]$, $[\bar{1}44]$, $[011]$. В кристаллах этих ориентаций двойникование развивается по типу зарождения и роста дефектов упаковки (ДУ) вычитания. Двойникование в монокристаллах $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$, $\text{Co}_{25}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_{25}\text{Ni}_{25}$ ВЭС с низкой величиной $\gamma_{\text{ду}} = 0.02\text{--}0.22\text{ Дж/м}^2$ развивается в широком температурном интервале от

77 до 423К. Впервые при 77К при деформации растяжением 5% в [001]-монокристаллах $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ ВЭС обнаружены ДУ внедрения и двойникование по типу зарождения и роста ДУ внедрения. Предложена модель развития двойникования в монокристаллах ВЭС вблизи предела текучести по механизму «скользящего источника». В монокристаллах $(\text{CoCrFeNi})_{93}\text{Al}_7$ ВЭС со средней $\gamma_{\text{ду}} = 0.051$ Дж/м² двойникование наблюдается только при 77К в $[\bar{1}11]$ - и [011]- кристаллах после 15 и 20% деформации.

Установлено, что множественность двойникования определяет вид $\sigma(\epsilon)$ -кривых, коэффициент деформационного упрочнения $\Theta = d\sigma/d\epsilon$, пластичность и разрушение в монокристаллах ВЭС. При развитии двойникования преимущественно в одной системе на $\sigma(\epsilon)$ -кривых наблюдается эффект разупрочнения, а при развитии двойникования в нескольких системах одновременно со скольжением имеет место эффект упрочнения. Максимальный эффект деформационного упрочнения при развитии двойникования в двух системах получен в $[\bar{1}11]$ - и $[\bar{1}44]$ - кристаллах $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ ВЭС. Максимальный эффект разупрочнения имеет место в [011]- кристаллах с начала деформации $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ ВЭС. При 77К развитие двойникования преимущественно в одной системе подавляет множественность скольжения и смещает образование шейки по условию Консидера к большим деформациям, что приводит к увеличению протяженности стадии линейного упрочнения и пластичности кристаллов до 100-115%. Развитие двойникования в нескольких системах при 77К сопровождается уменьшением пластичности в два раза. Показано, что развитие деформации только двойникованием в нескольких системах и подавление релаксации локальных напряжений при пересечении двойников скольжением или двойникованием приводит к разрушению квазисколом в $[\bar{1}44]$ - кристаллах $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ ВЭС при 77К после деформации 50%. При развитии двойникования преимущественно в одной системе и высокой плотности дислокаций монокристаллы ВЭС разрушаются вязко.

При деформации только скольжением коэффициент деформационного упрочнения на линейной стадии упрочнения $\theta_{\parallel}(T)/G(T)$ в монокристаллах $(\text{CoCrFeNi})_{93}\text{Al}_7$ ВЭС оказывается меньше, чем при двойниковании и так же зависит от ориентации кристалла и температуры испытания. Малые значения коэффициента деформационного упрочнения на стадии линейного упрочнения $\theta_{\parallel}(T)/G(T)$ наблюдаются в [011]- кристаллах, где скольжение развивается преимущественно в одной системе и $\theta_{\parallel}(T)/G(T)$ растет при увеличении числа действующих систем скольжения в $[\bar{1}11]$ - и [001]- кристаллах.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-19-00217.

АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА АК5М2, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМУ ПЛАВЛЕНИЮ ПОВЕРХНОСТИ

Шляров В.В., Загуляев Д.В., Абатурова А.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Вследствие ограниченности природных ресурсов, энергосбережение стало важным аспектом в современном мире. Энергосбережение может быть достигнуто либо за счет сокращения использования энергии, либо за счет сокращения потерь уже имеющихся энергетических ресурсов. Автомобильная промышленность является одной из самых больших отраслей по потреблению энергии, поэтому улучшение служебных характеристик существующих материалов является одной из важнейших задач современных исследователей. Чистые металлы обладают недостаточными свойствами, чтобы соответствовать требованиям современных механических компонентов, поэтому в основном их заменяют сплавы [1]. В последнее время алюминиевые сплавы широко используются, существуют различные типы сплавов, в зависимости от их состава, однако сплавы системы Al-Si нашли более широкое применение, чем остальные. Выбор обусловлен их привлекательными свойствами, среди которых можно выделить высокую прочность, хорошую обрабатываемость, отличную литейную способность, хорошую теплопроводность и коррозионную стойкость [2]. Сплавы системы Al-Si широко используются для изготовления поршневых и автомобильных отливок [3]. Ранее в работах нашего коллектива были изучены структура и механические характеристики поршневого сплава АК10М2Н, подвергнутого электронно-пучковой обработке [4, 5].

Результаты исследований показали, что при обработке импульсными электронными пучками многократно увеличиваются прочностные характеристики материала, а также воздействие электронного пучка приводит к растворению кремния и интерметаллидов, характерных для структуры материала в исходном состоянии. Целью настоящей работы являлся анализ фазового состава поверхностного слоя сплава АК5М2, подвергнутого облучению интенсивным импульсным электронным пучком.

Облучение образцов силумина интенсивным импульсным электронным пучком осуществляли на установке «СОЛО» [6]. Параметры пучка электронов: энергия ускоренных электронов 17 кэВ, плотность энергии пучка электронов (10, 30 и 50) Дж/см², длительность импульсов (50 и 200) мкс, количество импульсов 3, частота следования импульсов 0,3 с⁻¹; давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки 2*10⁻² Па.

Фазовый состав модифицированного электронным пучком поверхностного слоя сплава АК5М2 изучали методами рентгеноструктурного анализа. Установлено, что в исходном состоянии основными фазами исследуемого материала являются твердый раствор на основе алюминия, кремний и интерметаллиды, одним из которых является фаза состава Fe₂Al₉Si₂. Анализ дифракционных максимумов алюминия показал, что они расщеплены. Это позволяет говорить о существовании двух твердых растворов на основе алюминия, различающихся параметром кристаллической решетки и, следовательно, концентрацией легирующих элементов. Для определенности будем обозначать твердый раствор на основе алюминия с большим параметром кристаллической решетки Al₁; с меньшим параметром кристаллической решетки – Al₂. Установлено, что в сплаве АК5М2 перед облучением электронным пучком относительное содержание фазы Al₁ – 75,1 масс.%; фазы Al₂ – 20,0 масс.%; остальное – кремний. Результаты рентгеноструктурного анализа обработанных образцов показывают, что при облучении сплава импульсным электронным пучком увеличение плотности энергии пучка электронов при длительности импульса 50 мкс приводит к увеличению относительного содержания фазы Al₂ (рис.1).

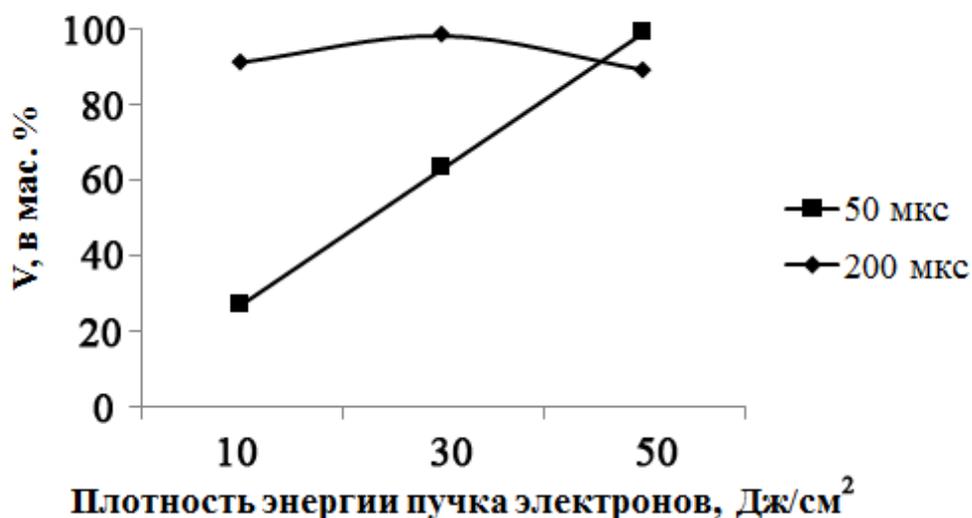


Рисунок 1 - Зависимость от плотности энергии пучка электронов относительного содержания фазы Al₂ в поверхностном слое сплава АК5М2, подвергнутого облучению импульсным электронным пучком

При длительности импульса 200 мкс относительное содержание фазы Al₂ достигает максимального значения, равного ≈99 масс. %, при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см².

Облучение сплава АК5М2 импульсным электронным пучком сопровождается изменением параметра кристаллической решетки фаз Al₁ и Al₂. Анализируя результаты, представленные в таблице 1, можно отметить, что параметр кристаллической решетки фазы Al₁, не зависимо от длительности импульса, изменяется достигая минимума при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см². При плотности энергии пучка 50 Дж/см² параметр кристаллической решетки фазы Al₁ превышает параметр кристаллической решетки фазы Al₁ исходного состояния.

Таблица 1 – Зависимость параметра кристаллической решетки фазы Al₁ и фазы Al₂, формирующихся в поверхностном слое сплава АК5М2, подвергнутого облучению импульсным электронным пучком от плотности энергии пучка электронов

Режим облучения		Параметр кристаллической решетки (а), Å	
E _s , Дж/см ²	t, мкс	Al ₁	Al ₂
10	50	4,0435	4,043
	200	4,0471	4,049
30	50	4,0391	4,038
	200	4,0452	3,998
50	50	4,0488	4,013
	200	4,0496	4,019

Параметр кристаллической решетки фазы Al₂ при длительности импульсов пучка 200 мкс изменяется подобно параметру кристаллической решетки фазы Al₁, достигая минимума при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см². При длительности импульса пучка электронов 50 мкс параметр кристаллической решетки фазы Al₂ снижается при увеличении плотности энергии пучка электронов, достигая минимума при плотности энергии пучка электронов 50 Дж/см².

Очевидно, что основной причиной выявленного изменения параметра кристаллической решетки фаз Al₁ и Al₂ является изменение концентрации легирующих элементов в твердом растворе данных фаз. Из анализа справочной литературы [7]

следует, что радиусы атомов кремния, меди, никеля, железа и марганца меньше, а радиус атома магния больше радиуса атома алюминия. Следовательно, величина параметра кристаллической решетки фаз Al_1 и Al_2 определяется концентрацией данных элементов в твердом растворе. Зависимость параметра кристаллической решетки фаз Al_1 и Al_2 от длительности импульсов и плотности энергии пучка электронов будет определяться процессами растворения частиц кремния и интерметаллидов и их повторного выделения, имеющих место при облучении материала импульсным электронным пучком.

Выявлено существование в сплаве АК5М2 двух твердых растворов на основе алюминия, различающихся параметром кристаллической решетки и, следовательно, концентрацией легирующих элементов. Обнаружено, что облучение сплава импульсным электронным пучком сопровождается снижением параметра кристаллической решетки твердого раствора на основе алюминия, что обусловлено насыщением данной фазы легирующими и примесными элементами. Таким образом, модифицирование поверхности литейного алюминиевого сплава АК5М2 методом оплавления поверхности посредством интенсивного импульсного электронного пучка, может на качественном уровне повлиять на фазовый состав материала.

Исследования выполнены за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-10059).

Список использованной литературы

1. Singh N., Mir I.U.H., Raina A., Anand A., Kumar V., Sharma S. M. Synthesis and Tribological Investigation of Al-SiC Based Nano Hybrid Composite // Alexandria Eng. J. – 2018. – V. 53(7). – P. 1323-1330.
2. Dwivedi D. K. “Adhesive Wear Behaviour of Cast Aluminium-Silicon Alloys: Overview // Materials & Design. – 2010. – V. 31(5). – P. 2517–2531.
3. Nakata K., Ushio M. Wear Resistance of Plasma Sprayed Al-Si Binary Alloy Coatings on A6063 Al Alloy Substrate // Surface and Coatings Technology. – 2001. – V. 142–144. – P. 277–283.
4. Загуляев Д.В., Иванов Ю.Ф., Глезер А.М., Громов В.Е., Коновалов С.В. Влияние плотности энергии пучка электронов на структуру и механические характеристики поверхностных слоев доэвтектического силумина // Известия РАН. Серия Физическая. – 2019. –Т. 83, № 10. –С. 1402-1409.
5. Загуляев Д.В., Громов В.Е., Коновалов С.В, Глезер А.М., Панин С.В., Иванов Ю.Ф. Исследование износостойкости поверхностных слоев силумина после электронно-пучковой обработки // Деформация и разрушение материалов. – 2018. – № 12. – С. 23–27.
6. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. Наноструктурирование поверхности металлокерамических и керамических материалов при импульсной электронно-пучковой обработке // Известия вузов. Физика. - 2008. - №5. - С. 60-70.
7. Бабичев А.П., Бабушкина Н.А., Братковский А.М. Физические величины. Справочник / А.П. Бабичев и др.; под общ. ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

ОСОБЕННОСТИ РЕАЛИЗАЦИИ ПРОЦЕССА ДИНАМИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

¹Марукович Е.И., ²Ушеренко Ю.С., ³Ушеренко С.М.

¹Институт технологии металлов НАН Беларуси,
г.Могилев, Беларусь, maruko46@mail.ru.

²Белорусский национальный технический университет,
г.Минск, Беларусь, osher_yu@mail.ru.

³БНТУ, г.Минск, usherenko@gmail.com.

Аннотация. Результаты, наблюдаемые при динамическом легировании металлов и сплавов, проявляются в специфической области высокоэнергетического взаимодействия. Отличия этого воздействия проявляются при переходе границы между макро- и микро- ударом. Интерес к этому явлению связан с проблемами безопасности космических полетов, а также созданием технологии динамического легирования.

Введение. Высокоскоростные удары первоначально изучали на макротелах. Поэтому экспериментальные данные относятся к взаимодействию тел с размерами свыше 500 мкм. Оценивали влияние скорости удара, прочностных, тепловых и других параметров динамического нагружения при повреждениях защитной преграды. Изменением только кинетических параметров удара невозможно сформировать в преграде кратер с отношением глубины к его диаметру больше 6 [1].

В области макроудара была получена аномалия кратерообразования - возможность получения кратеров с отношением их глубин к диаметру в 10-12 калибров [2]. Были найдены необычные эффекты, например формирование канальных элементов в преграде с относительной глубиной до 10 000 калибров.

Целью работы является сопоставление динамических эффектов: макро удара и воздействия сгустками микро ударников на преграды.

1. Взаимодействие макро ударников с преградой. Кратер, как правило, имеет полусферическую или цилиндрическую с полусферическим дном форму. На поверхности кратер окружен уступом, сформированным выдавленным из мишени материалом, а под поверхностью его окружает деформированная область [2].

Для макроудара отношение энергии удара к конечному объему кратера прямо пропорционально твердости материала мишени по Бринеллю. Прочность влияет тем сильнее, чем ниже скорость соударения тел [2]. При скоростях свыше 12±1 км/с взаимодействие ударника с мишенью носит характер взрыва. Реальное применение результатов связано с проблемой метеоритной безопасности. При превышении барьера скорости происходит взрыв, зафиксирован ожог вокруг кратера.

2. Соударение микрочастиц с твердым телом. С началом космических полетов появилась необходимость защитить выводимый на околоземную орбиту модуль с аппаратурой от пылевого облака. При изучении процессов соударения с микро частицами обнаружены микрократеры и канальные элементы в преграде. Ставились задачи экспериментально исследовать энергетические и физические аномалии, ответственные за реализацию сверхглубокого проникания (СГП).

Непосредственно наблюдать процесс взаимодействия микрочастицы с преградой крайне сложно. Для количественных оценок использованы статистические зависимости.

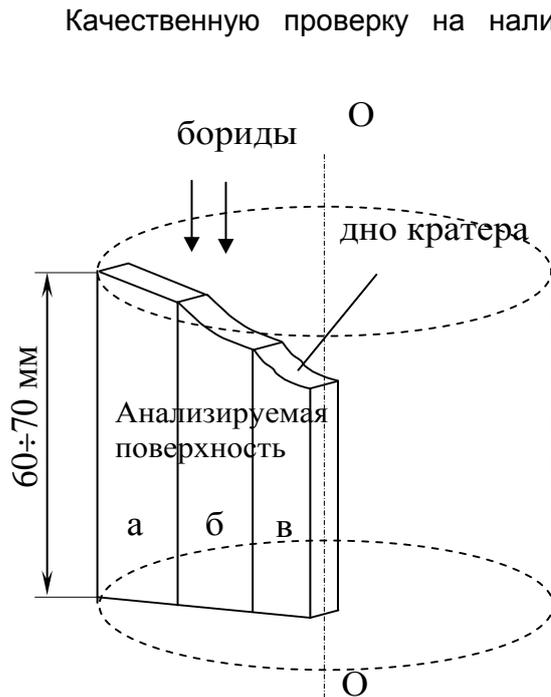


Рисунок 1- Схема разрезки образцов:
1- бориды; 2- дно кратера.

Качественную проверку на наличие СГП при ударе выполняют методом “трековой” автордиографии. В результате получают картину распределения бора по площади сечения металлического образца, а результаты проникания микроударников (боридов) наглядно видны. Схема разрезки образца показана на рисунке 1.

Автордиографией называют метод определения расположения источников ионизирующих излучений (индикаторов химических элементов и соединений) по изображению их дозного поля – автордиограмме.

К достоинствам метода следует отнести высокую чувствительность ($10^{-3} - 10^{-6} \%$), хорошее разрешение (0,1 – 5 мкм), простоту получения и обработки экспериментальных данных. Для создания автордиографической картины достаточно, чтобы всего лишь один атом из $10^{13} - 10^{14}$ атомов претерпел ядерное превращение, а столь малые изменения в образце не оказывают влияние на его свойства.

Использовалась известная ядерная реакция $^{10}\text{B}(n,\alpha)^7\text{Li}$, идущая под действием тепловых нейтронов с аномально высоким сечением реакции (около 4000 барн). В качестве детектора альфа частиц (литий-7 не регистрируется) была использована пленка из ацетобутерата целлюлозы (АБЦ), которую можно приготовить в лабораторных условиях.

Для определения количественного содержания элемента в образце измеряется плотность треков на автордиограмме или на интересующем микро участке автордиограммы, а затем концентрация рассчитывается по следующей формуле:

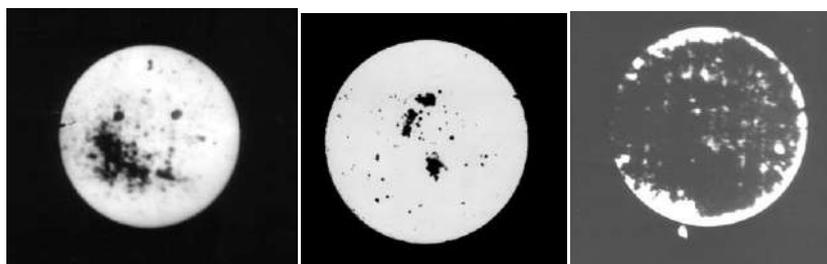
$$C = 100A\rho / N_A \Psi \eta \gamma (R_\alpha K_\alpha + R_{\text{Li}} K_{\text{Li}}) ,$$

где С – массовое содержание элемента в образце, % ; ρ - плотность треков на автордиограмме, см^{-2} ; А – атомная масса, а.е.м.; N_A – число Авогадро; Ψ - флюенс тепловых нейтронов, см^{-2} ; σ - сечение реакции, см^2 ; η - изотопическая доля элемента в естественной смеси; γ - плотность образца, $\text{г}\cdot\text{см}^{-3}$; R – эффективный пробег регистрируемой частицы в материале образца; K – геометрический фактор регистрации. .

Были исследованы образцы железа, титана и меди, подвергнутые направленной обработке сгустками частиц бора. Образцы были вырезаны из исходного цилиндрического образца вдоль направления движения боридных частиц (рисунок 1).

Исходно плоская поверхность стали, подвергнутая воздействию высокоскоростного потока порошковых частиц, имела множество кратеров. Внутри кратеров - на поверхности образца находилось введенное вещество из порошкового состава $\text{W}(\text{C} + ^{14}\text{C}) + \text{Ni}$. Об этом свидетельствуют результаты автордиографии (рисунок 2).

Метод радиоактивных изотопов позволяет надежно зафиксировать наличие ^{14}C на глубине $\approx 5,2$ мм от нижней границы кратеров, образовавшихся в результате взаимодействия потока порошковых частиц с материалом преграды.



а) б) в)
Рисунок 2 - Авторадиограммы поверхности образца стали 45, динамически легированного порошковыми частицами $\text{W}(\text{C} + ^{14}\text{C}) + \text{Ni}$:
а - $\Delta X = 0$; б - $\Delta X = 1,7$ мм; в - $\Delta X = 4,3$ мм

Заключение. Доказано, что при соударении стальной преграды со сгустком $\text{W}(\text{C} + ^{14}\text{C}) + \text{Ni}$ устойчиво наблюдается эффект сверхглубокого проникания микрочастиц в металлические преграды (относительные глубины 10^2 - 10^4 калибров ударника).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ушеренко С.М. Условия сверхглубокого проникания и создание процесса упрочнения инструментальных сталей высокоскоростным потоком порошковых материалов. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. 05.16.06 –Порошковая металлургия и композиционные материалы. Минск: Белорусский политехнический институт. 1983 . - 308 с.
2. Зворыкин Л.О., Ушеренко С.М. Структурные особенности стали 45 после взаимодействия с высокоскоростными потоками порошков ниобия и силицида молибдена. Металлофизика. – 1993. -Т.15, № 1. — С. 92-95.

УПРОЧНЕНИЕ НЕПОЛИМОРФНЫХ МЕТАЛЛОВ ВОДОРОДОФАЗОВЫМ НАКЛЕПОМ

Гольцов В. А.

ГОУВПО “Донецкий национальный технический университет”, г. Донецк
 E-mail: goltsov@physics.donntu.org; lyudmila-ya@mail.ru

Именно полиморфизм железа обеспечивает исключительное многообразие приемов и результатов термической обработки сталей. Однако не все металлы обладают полиморфизмом. Соответственно, возможности традиционных методов обработки металлов (материалов), не обладающих полиморфизмом (например, Pd, Nb, V и т. д.), оказываются исключительно бедными.

Если неполиморфные металлы и сплавы являются гидридообразующими, то при водородной обработке таких материалов можно реализовать термодинамические условия, обеспечивающие развитие в них гидридных (диффузионно-кооперативных) фазовых превращений. Это есть, условно говоря, ‘искусственный’, индуцированный водородом полиморфизм металлов и сплавов, не обладающих от природы свойством быть полиморфными. Естественно, что водородная обработка неполиморфных гидридообразующих материалов оказывается столь же многообразной [1–4], что и термическая обработка полиморфных сталей и сплавов на основе железа. Например, насыщение водородом палладия – неполиморфного металла – позволяет осуществлять в сплавах Pd–H диффузионно-кооперативные (гидридные) $\alpha \rightarrow \beta$ превращения и реализовать неизвестное ранее явление водородофазового наклепа, обеспечивающего возможность регулируемого упрочнения палладия без изменения его размеров и формы.

Упрочнение. Отожженный палладий имеет относительно невысокие механические свойства: $\sigma_B = 180\text{--}200$ МПа; $\sigma_{0.2} = 50\text{--}100$ МПа и $\delta = 20\text{--}25\%$. Изменения механических свойств палладия при водородофазовом наклепе обобщены на рисунке. Водородофазовый наклеп (ВФН) осуществлялся путем термоциклической обработки в атмосфере водорода ($20 \leftrightarrow 250^\circ\text{C}$) с последующей полной дегазацией образцов (проволока диаметром 0,5 мм). Наглядно видно вполне закономерное и сильное упрочнение палладия в результате ВФН при одновременном нормальном уменьшении пластичности. Аналогичные результаты были получены на сплаве PdAg15In1.5Y0.2, предназначенном для изготовления мембран для получения сверхчистого водорода в полупроводниковой промышленности.

Физическая природа упрочнения металла при ВФН (монофазонаклепанное состояние) в общем достаточно ясна и состоит в резком возрастании плотности дислокаций и соответствующей перестройке субструктуры.

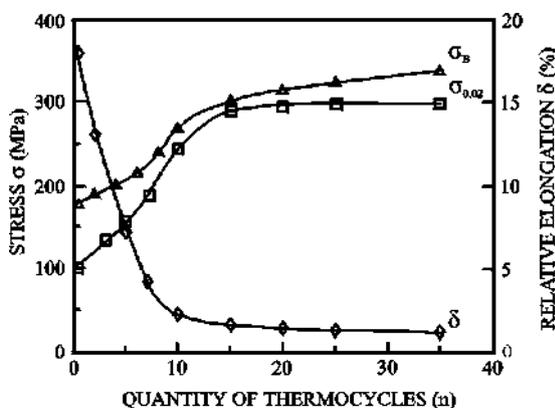


Рисунок - Упрочнение палладия при водородофазовом наклепе (монофазонаклепанное, дегазированное состояние): n – число циклов ВФН-обработки

Обобщение. Палладий и его сплавы, не обладающие полиморфизмом, могут быть упрочнены водородофазовым наклепом в столь же сильной степени, как и при пластической деформации, но при определенных условиях – без изменения размеров и формы.

Донецкой школой металлофизиков показано, что ВФН приводит к формированию весьма высокопрочных сплавов металла с водородом, в которых одновременно проявляется высокая гидридная пластичность (гидридный ТРИП-эффект). Наиболее ярко гидридный ТРИП-эффект проявляется при содержании гидридной фазы 10–40 об.% [2–4]. При первых циклах бароциклической обработки палладия в водороде ($T = 100^\circ\text{C}$, $P = 0,2 \text{ МПа} \leftrightarrow 1,33 \text{ Па}$) достигается одновременно его весьма сильное упрочнение и весьма высокая пластичность. В целом аналогичная картина наблюдалась при термоциклической ВФН-обработке, а также при насыщении водородом палладия и его сплавов из газовой фазы или электролитически с развитием $\alpha \rightarrow \beta$ превращения.

Рекристаллизация. Впервые рекристаллизация после ВФН была установлена на палладии рентгеноструктурным и металлографическим методами. Отожженный палладий был подвергнут ВФН путем термоциклической обработки в атмосфере водорода с последующей дегазацией. Была достигнута при этом высокая степень упрочнения ($\sigma_{0,2}$ возрастает в 2,4 раза). При последующем отжиге первые четкие рефлексы от рекристаллизованных зерен в виде отдельных ‘уколов’ были зафиксированы при 300°C . Металлографическая картина рекристаллизации была получена на образцах, предварительно отожженных на крупное зерно при 900°C . После ВФН и отжига при 300°C было наглядно, металлографически, зафиксировано развитие первичной рекристаллизации: вблизи границ исходного крупного зерна появились новые рекристаллизованные зерна как мелкие – порядка 15 мкм, так и более крупные. Первичная рекристаллизация завершалась при $\sim 500^\circ\text{C}$, а далее получала развитие собирательная рекристаллизация. Таким образом, скрытая энергия, запасенная металлом при ВФН, оказывается столь велика, что при отжиге развиваются не только процессы возврата, но и рекристаллизация металла.

В заключение считаю своим долгом подчеркнуть, что научная разработка новой области металлофизики и металловедения Донецкими учеными в течение нескольких последних десятилетий была освещена при ее зарождении великими металлофизиками XX столетия: академиком АН СССР Г. В. Курдюмовым, академиком АН СССР В. Д. Садовским и академиком АН УССР В. И. Архаровым – публикации в Докладах АН СССР и Докладах НАНУ.

Заинтересованный читатель найдет достаточно подробную информацию о разработанной Донецкими учеными новой области металлофизики и металловедения в обзорах [2–4].

ЛИТЕРАТУРА

1. А. с. № 510529 СССР. МКИ2 С 22F 1/00. Способ упрочнения гидридообразующих металлов и сплавов / В.А. Гольцов, Н.И. Тимофеев ; Уральск. политехн. ин-т. – № 1936144; Заявл. 11.06.73; Бюлл. изобр. № 14, 1976.
2. Гольцов, В. А. Явление управляемого водородофазового наклепа и зарождение новой парадигмы материаловедения / В. А. Гольцов // Альтернативная энергетика и экология. – 2014. – № 1. – С. 20–41.
3. Гольцов, В. А. Водородная обработка материалов – новая область физического материаловедения / В. А. Гольцов // Перспективные материалы: учебное пособие / под ред. Д. Л. Мерсона. – Тольятти : ТГУ, 2017. – С. 5–118.
4. Goltsov, V. A. Hydrogen-induced phase transformations: a base for a new sphere of the science of metals (an analytical review) / V. A. Goltsov // Metal Science and Heat Treatment. – 2017. – P. 1–9.

ЗАРОЖДЕНИЕ И РАЗВИТИЕ НАУЧНОГО СООБЩЕСТВА ПО ВОДОРОДНОМУ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЮ

Гольцова Л. Ф., Гольцов В. А.

ГОУВПО “Донецкий национальный технический университет”,
г. Донецк, E-mail: lyudmila-ya@mail.ru

Материалы являются необходимой составной частью жизни человечества. Соответственно, сообщество материаловедов существовало во все исторические времена и развивалось перманентно, а в течение последних трех столетий оно обеспечивало все новые и новые запросы развивающейся индустриальной цивилизации. Основателем металловедческих методов исследования и обработки сталей по праву считается русский металлург Павел Петрович Аносов. Он первым в мире применил микроскоп для исследования структуры стали и разработал первые принципы металловедения как технической науки. Он впервые установил связь между микроструктурой стали и ее свойствами.

Громадную роль в развитии материаловедческого сообщества сыграло открытие великого русского ученого и инженера Дмитрия Константиновича Чернова. В 1868 году Чернов обнаружил на заседании Русского технического общества свое выдающееся в мировом масштабе открытие, из которого следовало, что стали являются полиморфными твердыми телами и при их термической обработке претерпевают фазовые превращения [1]. Это открытие Д. К. Чернова предопределило деление учеными ДонНТУ “века железа” человеческой цивилизации на две эпохи: “ДО ЧЕРНОВА” и “ПОСЛЕ ЧЕРНОВА”. Наиболее ярко великая значимость открытия Д. К. Черновым проявилась в том, что в эпоху “ПОСЛЕ ЧЕРНОВА” всего за несколько десятилетий цивилизация “века железа” достигла совершенно удивительного прогресса. На Всемирной выставке в Париже в 1900 году одной из доминирующих проблем для обсуждения были именно металлы. Во время этой выставки известный французский металлург Г. Монгольфье, выступая перед сообществом металлургов, произнес: “...наши заводы и все сталелитейное дело обязаны настоящим своим развитием и успехами в значительной мере трудам и исследованиям русского инженера Чернова, и приглашаю вас выразить ему нашу искреннюю признательность и благодарность от имени всей металлургической промышленности” [2].

Одновременно с общим прогрессом инженерного мышления научно-техническому сообществу постоянно приходилось решать очень сложные отрицательные “водородные” задачи: металлургические, химические и нефтехимические производства постоянно претерпевали неполадки и даже крупные аварии, обусловленные тем, что водород, попадающий в сталь при производстве и эксплуатации, вызывал непредсказуемые аварии и даже крупномасштабные разрушения соответствующих производств (водородная деградация конструкционных сталей, флокены, водородная хрупкость, водородная коррозия и т. д.) [3]. Эти проблемы всегда были в центре внимания международных конференций P. Bastien и P. Azu “Hydrogen in Metals” (Франция), которые положили начало формированию водородного материаловедческого сообщества.

1970-е годы XX века – начало интенсивного формирования новой составной части водородного материаловедческого сообщества, которая стала разрабатывать функциональные водородосодержащие материалы на основе гидридов, необходимые для хранения водорода. Это сообщество ученых и инженеров стало проводить свои большие конференции, которые затем были объединены с конференциями по водородной хрупкости. Сформировались двухгодичные симпозиумы “Hydrogen and Materials: Fundamentals and Applications”, успешно работающие до настоящего времени под названием “Metal Hydrogen Systems”. Последний симпозиум “MH2018” состоялся 8 октября–2 ноября 2018 года в Guangzhou, Китай. В нем приняли участие около 400

представителей сообщества водородного материаловедения. Избранные труды симпозиума напечатаны в специальном выпуске международного журнала "International Journal of Hydrogen Energy" (2019, Volume 44, Issue 55, Pages 29067–29388. 8 November 2019). Следующий симпозиум "MH2020" будет проведен в Австралии, в городе Перте с 1 по 6 ноября 2020 г.

Новым этапом развития водородного материаловедческого сообщества стало открытие в начале 1970-х явления водородофазового наклепа (ВФН) [4]. Впервые была установлена возможность использовать водород для обработки материалов с целью улучшения их свойств(!). Было установлено, что водород наделяет неполиморфный металл палладий новым фундаментальным свойством – быть полиморфным. При чтении лекций в США (1980 г.) В. А. Гольцовым на основе явления ВФН, на основе истории и общих законов развития науки была разработана новая парадигма материаловедения, положившая начало новой области материаловедения и техники – "Водородной обработке материалов" (ВОМ).

В последующие годы водородная обработка материалов стала привлекать все новых и новых последователей [5]. Под эгидой Международной ассоциации водородной энергетики в Донецке стали проводиться специальные конференции по водородной обработке материалов (ВОМ-95, ВОМ-98, ВОМ-2001, ВОМ-2004, ВОМ-2007), начало которым положила в 1988 году Всесоюзная конференция "Водородная обработка металлических материалов", прошедшая в Донецке.

Большая группа ученых изучала и расширяла научные основы водородной обработки титановых сплавов, начало которой было положено Н. Schleicher и U. Zwicker в их пионерской работе. Оказалось, что путем временного легирования водородом можно не только стабилизировать β -фазу, но и вызывать воздействием водородом такие фазовые превращения, которые невозможны в исходных сплавах титана, не содержащих водород. Большой массив новых знаний был получен благодаря работам многих научных групп под руководством Б. А. Колачева, А. А. Ильина, Е. Г. Понятовского, В. Е. Антонова, К. Kerr, D. Eylon, F. H. Froes, H. Yoshimura, Sh. Zhang и др.

В 2001 году была написана авторами из 10 стран мира и затем опубликована в Донецке коллективная монография "Progress in Hydrogen Treatment of Materials" (под редакцией В. А. Гольцова). Монография обобщила основные достижения ВОМ за первые десятилетия развития. В настоящее время она используется учеными в 33 странах мира.

За последние несколько лет были открыты новые возможности водородной обработки сталей и сплавов на основе железа, никеля и других металлов. Эти новые способы ВОМ активно развивались В. И. Похмурским, В. В. Федоровым, Ю. М. Буравлевым для использования в химико-термической обработке и в процессах нанесения покрытий на конструкционные материалы. Было также установлено, что процессы литья могут быть существенно улучшены с помощью водорода (F. Erdman-Jesnitzer, Г. П. Борисов, В. И. Шаповалов). Водородная обработка каталитических, мембранных и функциональных материалов дает большие возможности в их ближайшем будущем (J. Pielaszek, В. А. Гольцов, Н. И. Тимофеев, В. М. Грязнов).

Из сказанного выше достаточно наглядно видно, что ВОМ уже вполне сформировалась как новая область материаловедения и техники [6, 7]. И в то же время очевидно, что ВОМ привлекает все новых и новых исследователей и инженеров. В целом ВОМ-сообщество уже вполне оформилось и перманентно растет. Таким образом, в настоящее время научное сообщество по водородному материаловедению включает три достаточно самостоятельных, но взаимосвязанных сообщества:

- научное сообщество, разрабатывающее природу и меры борьбы с водородной деградацией сталей и сплавов;
- научное сообщество, разрабатывающее хранение и транспортировку водорода в виде гидридов и химических соединений;
- научное сообщество по водородной обработке материалов с целью улучшения их структуры и свойств.

Водород является эффективным источником энергии, и водородная энергетическая идея – использовать водород вместо угля – в течение двух последних столетий систематически привлекала внимание ученых и инженеров и была убедительно обобщена писателем-фантастом Жюлем Верном, 1874 г. Нет ничего удивительного в том, что только назревающие экологические проблемы и мировой кризис 1970-х шаг за шагом стали менять отношение к водородной энергетической идее. Именно в этот период первоначально стала активно формироваться концепция водородной экономики, а далее зародилась новая крупномасштабная концепция – концепция водородной цивилизации [7]. Успешность будущего движения человечества по экологически чистому вектору “Водородная энергетика → Водородная экономика → Водородная цивилизация” обеспечивается в настоящее время деятельностью мирового водородного движения, важной составной частью которого является водородное материаловедческое сообщество (ВМ-сообщество) [8, 9].

ЛИТЕРАТУРА

1. Чернов, Д. К. Критический обзор статей гг. Лаврова и Калакуцкого о стали и стальных орудиях и собственные Д. К. Чернова исследования по этому же предмету / Д. К. Чернов // Записки императорского Русского технического об-ва. – 1868. – № 7. – С. 339–440 // Чернов Д. К. Избранные труды по металлургии и металловедению. – под ред. акад. В. Д. Садовского. – М. : Наука, 1983. – 448 с.
2. Федоров, А. С. Творцы науки о металле / А. С. Федоров. – М. : Наука, 1980. – 218 с. – Гл. IV. Металлургия становится точной наукой [Электронный ресурс]. – Режим досту-па: <http://metallurgu.ru/books/item/f00/s00/z0000010/st005.shtml>.
3. Гольцова, Л. Ф. Мировое водородное движение: научные сообщества по водородной энергетике и водородному материаловедению – исторические и современные аспекты (обзор) / Л. Ф. Гольцова // Альтернативная энергетика и экология. – 2014. – № 1 (141). – С. 198–211.
4. А. с. 510529 СССР, МПК С 22 F 1/00. Способ упрочнения гидридообразующих металлов и сплавов / В. А. Гольцов, Н. И. Тимофеев ; Донец. политехн. ин-т (СССР). – №1936144 ; заявл. 11.06.73 ; опубл. 15.04.76, Бюл. № 14.
5. Гольцова Л. Ф. Водородная энергетика и водородное материаловедение: исторические и современные аспекты / Л. Ф. Гольцова // Сборник материалов 60-й Международной научной конференции “Актуальные проблемы прочности”. Витебск, Беларусь. 14–18 мая 2018 г. – 596 с. – С. 31–33.
6. Гольцов, В. А. Водородная обработка материалов – новая область физического материаловедения / В. А. Гольцов // Перспективные материалы : учебное пособие / под ред. Д. Л. Мерсона. – Тольятти : ТГУ, 2017. – С. 5–118.
7. Гольцов, В. А. Полиморфизм металлов – важная составляющая научно-технической основы современной человеческой цивилизации “после Чернова” / В. А. Гольцов, Л. Ф. Гольцова // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 3. – С. 5–13.
8. Goltsov V.A., Veziroglu T.N., Goltsova L.F. Hydrogen civilization of the future – A new conception of the IAHNE // International Journal of Hydrogen Energy.– 2006. – Vol. 31, No. 2. – P. 153–159.
9. Гольцов В. А. Доктрина водородной цивилизации: может ли человечество предотвратить глобальную экологическую катастрофу? // “Альтернативная энергетика и экология”. – 2012. – № 4. – С. 15–40.
10. Гольцов, В. А. Виртуальный путь человечества в эру водородной цивилизации / В. А. Гольцов, Л. Ф. Гольцова // Энергия. – 2015. – № 6. – С. 57–64.

КРИОДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ – ОСОБЕННОСТИ, ПРЕДЕЛЫ ПРИМЕНИМОСТИ И ПЕРСПЕКТИВЫ

Хаймович П.А.

*Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”
Украина, 61108, г. Харьков, ул. Академическая, 1
E-mail: pavel.41@bk.ru*

Что такое криодеформирование

Под криодеформированием подразумевается деформирование при криогенных температурах. Исследованиям свойств металлов, деформированных в этих условиях, едва сотня лет. Такая возможность появилась лишь тогда, когда было освоено сжижение газов, и появилась возможность проводить деформирование при низких температурах.

Согласно рекомендации, принятой 13-м конгрессом Международного института холода (1971), криогенными (низкими) температурами следует называть температуры ниже 120. На практике выбор невелик. Средой, обеспечивающей охлаждение деформируемого объекта, служит сжиженный газ, где вне конкуренции по доступности жидкий азот (77,4 К). Получают его при сжижении воздуха, причем основной заботой является надежно разделить азот и кислород, имеющий близкую температуру сжижения (90,2 К). Жидкий водород (20,4 К) используется очень ограниченно в силу взрывоопасности в смеси с кислородом воздуха. Жидкий гелий (4,2 К) дорог сам по себе, недешев процесс его сжижения, плюс к этому в силу очень невысокой величины теплоты парообразования охлаждать с его помощью массивные объекты крайне сложно. На практике основное промышленное применение жидкого гелия – охлаждение сверхпроводящих соленоидов в магнитных системах.

В тени пока находится неон, температура сжижения которого 27,1 К. Газ этот дорог, но применение замкнутого контура, когда испаряющийся газ собирается и направляется снова в сжижающее устройство, сводит возможные потери к минимуму. Зато теплота парообразования у жидкого неона столь высока, что в ряде случаев возможно автономное его применение. То есть испаряющийся во время проведения деформирования объекта газ собирается в переносную емкость (как правило, резиновую камеру разумных размеров – диаметром 0,8-1 м), из которой затем закачивается в баллон и снова направляется на сжижение.

Из вышеизложенного следует, что основная температура в криогенной области, на которую можно ориентироваться при планировании работ по модификации свойств металлов криодеформированием, это 77,4 К, то есть температура жидкого азота. Это, конечно, никак не умаляет полезность информации, получаемой при экспериментах, выполненных при более низких температурах – жидкого водорода, гелия.

Реализация криодеформирования металлов требует специализированных устройств, позволяющих проводить деформирование при низких температурах. Классическая схема с деформационным узлом, погруженным в сосуд с хладагентом (сжиженным газом), обеспечивает гарантированное охлаждение деформируемой заготовки, но сложна технологически и пригодна для относительно небольших объектов. Существуют варианты, применяемые чаще при прокатке, с предварительным охлаждением заготовок в среде хладагента и прокатыванием их затем в прокатных станах обычной конструкции. Это позволяет осуществлять деформирование при температуре существенно более низкой, чем комнатная, но, конечно, это некоторая промежуточная температура, а не температура применяемого хладагента.

Криодеформирование – плюсы и минусы

Естественный вопрос, насколько актуально стремиться понизить температуру деформирования металла? Такие исследования начали проводить еще в первой

половине прошлого века, причем наблюдаемое повышение концентрации дефектов при этом оправданно связывали с подавлением процессов динамического возврата, интенсивность которых тем ниже, чем ниже температура деформирования. Рост при этом плотности дефектов предопределяет при последеформационном отогреве металла до комнатной температуры повышение концентрации границ раздела, которые, в основном, и ответственны за рост физико-механических характеристик металла. При этом и образуется та ячеистая структура, которую, как правило, удается наблюдать на претерпевших криодеформирование металлах. Естественно, при этом нагреве часть образовавшихся при криодеформировании дефектов уходит, аннигилирует, но только часть. Именно оставшаяся часть ответственна за формирование последеформационной микроструктуры. Следует отметить, что устойчивость её относительна.

Привычно рассматривать свойства, приобретенные металлом в случае пластического деформирования при *комнатной* либо *повышенной* температурах, как нечто в перспективе неизменное. Достоверность приводимых в многочисленных графиках, таблицах данных по прочностным, упругим, пластическим характеристикам металлов и сплавов после их прокатки, волочения, других видов воздействия не подвергается сомнению вне зависимости от того, когда эти данные были получены. В случае же *криодеформирования* металлов, чем более высокой гомологической температурой для данного конкретного металла, является комнатная температура, до которой он будет отогрет после криодеформирования, тем выше вероятность протекания в нем по мере пребывания при комнатной температуре процессов возврата.

На ряде металлов и сплавов различные виды криодеформирования позволяют получить структуру, обеспечивающую уровень дисперсности и механических характеристик, недостижимый в случае деформирования при комнатной и повышенной температурах. Но платой за это, как правило, является резкое снижение пластичности и термоустойчивости полученных свойств. Как это, так и технологическая сложность деформирования при криогенных температурах, особенно в случае низкопластичных металлов и сплавов, обусловили спад интереса к исследованиям в области низотемпературного деформирования металлов как средства улучшения их характеристик.

Второе рождение криодеформирования

Однако, с течением времени выявились обстоятельства, позволяющие вернуться к идее деформирования металлов при криогенных температурах. Об этих обстоятельствах очень емко было сказано П.Бриджменом: «Нетрудно получить новые результаты в физике, если вновь провести все известные эксперименты под сверхвысоким давлением». То есть в нашем случае осуществлять деформирование с приложением сил всестороннего сжатия. Конечно, криодеформирование само по себе требует непростых технических решений, а уж выполнение его в таких дополнительных условиях представляется тем более сложной задачей. Тем не менее, реализовать это удастся. В настоящее время можно говорить по крайней мере о двух подходах.

Во-первых, это известный метод кручения под давлением, осуществляемый, как следует из источников, и при температуре жидкого азота. Но при этом надо иметь в виду, что размеры объектов, которые могут быть подвергнуты такой деформации, как правило, не превышают 15-20 мм в диаметре и 1-2 мм по толщине, а круг материалов, пригодных для таких экспериментов, ограничен уровнем их пластичности.

Вторая реализация – низкотемпературное квазигидроэкструдирование. Механика процесса аналогична классической гидроэкструзии, а отличается процесс только тем, что передающая давление среда – это не жидкость, а твердое тело, достаточно пластичное при температуре деформирования. Естественно, для обеспечения охлаждения деформационный узел размещается в криосреде – сжиженном газе, что несколько усложняет конструкцию устройства в целом. Но, что важно, применение в качестве передающей давление среды не жидкости, а твердого

тела приводит к существенному упрощению как конструкции деформационного узла, так и процедуры деформирования.

Кручение под давлением является методом изучения влияния деформаций при криогенных температурах в условиях квазигидростатики на небольших объектах. А вот при низкотемпературной квазигидроэкструзии, или *барокриодеформировании* (БКД), возможно подвергать обработке по крайней мере те же объекты, что и при традиционной (жидкостной) гидроэкструзии. Естественный вопрос, что это дает?

Барокриодеформирование – успехи и ограничения

Ожидаемые (как и неожиданные) следствия подавления подвижности элементов структуры одновременно как за счет понижения температуры, при которой проводится деформирование, так и за счет фактора действия при этом сил всестороннего сжатия описаны в нескольких обобщающих работах [1-4]. Ожидаемые – это высокая дисперсность формирующейся при этом структуры и определяемое этим повышение физико-механических характеристик при отсутствии склонности к хрупкому разрушению. Из разряда неожиданных – в частности, возможность получения высокой термической устойчивости упрочнения конструкционных материалов, что удивительно для случая низкотемпературного деформирования.

К настоящему времени далеко не все результаты получили объяснение, что и не удивляет, так как пластическое деформирование металлов при криогенных температурах в условиях больших сил всестороннего сжатия – это по сей день весьма мало изученная область. Планируя те или иные исследования в этом направлении, необходимо хорошо представлять круг применимости такого воздействия.

Особенность БКД в том, что оно позволяет подвергать пластической деформации самые разные металлы и сплавы, вплоть до весьма прочных и низкопластичных. Надо иметь в виду при этом, что не представляют интереса материалы, для которых комнатная температура является гомологически высокой, и при отогреве после БКД в них будут идти процессы возврата, нивелирующие результаты воздействия БКД. С другой стороны, БКД не эффективна для тугоплавких металлов, как, например, тантал, для которого нет большой разницы, деформировать его при комнатной температуре или при 77 К. Но зато для широкого круга конструкционных материалов, в первую очередь на основе железа, никеля, титана и т.п., применение барокриодеформирования открывает такие возможности, которые сегодня иными путями недостижимы.

ЛИТЕРАТУРА

1. П.А.Хаймович. На пути к барокриодеформированию. В кн. Перспективные материалы, т.3, ТГУ, МИСиС. – 2009. - С. 363-406.
2. P.A. Khaimovich. Metal Nanostructuring through Cryodeformation under All-Round Compression. " Chapter in "Handbook of Mechanical Nanostructuring". Ed. by M.Aliofkhasraei. Published 2015 byWiley-VCH. - pp.435-448.
3. Хаймович П.А. Криодеформирование металлов в условиях всестороннего сжатия (обзор). ФНТ. – 2018. - Т.44, №5. - С. 463-490.
4. Хаймович П.А. Практика барокриодеформирования металлов. Глава в монографии «Перспективные материалы и технологии». Т.2. Витебск. УО «ВГТУ», 2019. - С. 272-281.

УПРАВЛЕНИЕ ДИФфуЗИЕЙ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ ВНЕШНИМИ ПОЛЯМИ

Марченко И.Г.^{1,2}, Аксенова В.Ю.^{1,2}, Марченко И.И.³

¹Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
ул. Академическая 1, г. Харьков 61108, Украина, march@kipt.kharkov.ua

²Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина,
пл. Свободы 4, г. Харьков, 61022, Украина

³НТУ «Харьковский политехнический институт»
ул. Кирпичева 2, г. Харьков 61002, Украина

Изучение процессов диффузии в материалах является важной теоретической и практической проблемой. Диффузия существенно влияет на формирования микроструктуры материалов. Эта структура, в конечном счете, определяет такие свойства материалов как прочность, твердость, электропроводимость, сопротивление коррозии, магнитные свойства и многие другие.

Процесс управления микро и наноструктурой материалов во многом сводится к возможности управления процессами диффузии. Однако до настоящего времени основным параметром, влияющим на диффузию, служила температура. С повышением температуры диффузия растет. При этом активируются и другие термические процессы. С технологической точки зрения важно иметь возможность избирательно управлять диффузией определенных типов дефектов или атомов без изменения температуры среды.

В докладе рассматривается возможность контролировать свойства поликристаллов путем изменения диффузионной подвижности точечных, линейных или планарных дефектов без повышения температуры материала.

На основании предыдущих работ [1-7] мы исследуем усиление диффузии броуновских частиц путем приложения внешних постоянных или периодических во времени полей. В качестве таковых могут быть использованы электромагнитные или акустические поля различной амплитуды и частоты. В докладе показано, что коэффициент диффузии может быть увеличен на многие порядки в узком интервале амплитуд внешнего поля. В определенных условиях диффузия в твердом теле может превышать диффузию в жидкости при той же температуре. Установлено, что усиление диффузии существенным образом зависит от диссипативных свойств системы.

В докладе обсуждается возможность существования так называемой температурно-аномальной диффузии (ТАД) [7]. При ТАД коэффициент диффузии растет с понижением температуры.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] I.G. Marchenko, I.I. Marchenko, *Europhys. Let.* 100, 50005 (2012).
- [2] I.G. Marchenko, I.I. Marchenko, A. V. Zhiglo, *Euro. Phys. Journ.* B87, 10 (2014).
- [3] I.G. Marchenko, I.I. Marchenko, *JETP Lett.* 95, 137 (2012).
- [4] I.G. Marchenko, I.I. Marchenko, *Journ. of Phys. Conf. Ser.* 514, 012045 (2014).
- [5] I.G. Marchenko, I.I. Marchenko, V.I. Tkachenko, *JETP Lett.* 106, 242 (2017).
- [6] I.G. Marchenko, I.I. Marchenko, A.V. Zhiglo, *Phys. Rev.* E97, 012121 (2018).
- [7] I.G. Marchenko, I.I. Marchenko, V.I. Tkachenko, *JETP Lett.* 109, 671 (2019).

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОФОРМОВАНИЯ НА СИНТЕЗ И СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ НАНОВОЛОКНИСТОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Тюрин А.И., Родаев В.В., Разливалова С.С., Жигачев А.О., Васюков В.В.

*НИИ «Нанотехнологии и наноматериалы» ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина», Тамбов, Россия
tyurin@tsu.tmb.ru*

Введение

В последнее время нановолокна разных материалов (полимеры, керамики, композиты и т.д.) находят все большее применение [1-6]. Благодаря ряду своих специфических свойств (высокие площадь удельной поверхности и относительная прочность, взаимосвязанная пористая структура, возможность функционализации поверхности и т.д.) [1-6] они используются при производстве катализаторов, фильтров, сенсоров, топливных элементов, защитной одежды и ранозаживляющих перевязочных материалов, применяются в тканевой инженерии, регенеративной медицине и т.д. Еще одним перспективным направлением использования нановолокон в качестве армирующих элементов при создании композитных материалов. В отличие от микроволокон нановолокна обладают более высокой механической прочностью и гораздо большей свободной поверхностной энергией, что повышает адгезию между ними и армируемой матрицей, и, как следствие, улучшает передачу нагрузки с матрицы на армирующие волокна.

Среди разнообразных типов волокон наиболее значительный потенциал использования имеют керамические волокна и особенно нановолокна на основе диоксида циркония (ZrO_2). Это объясняется рядом уникальных свойств этих керамик (высокие химическая и термическая стойкость, ионная проводимость, физико-механические и прочностные свойства, биостойкость и биосовместимость, полиморфизм, фазозависимая каталитическая активность и селективность и др.) [7-9]. При этом наноразмерные волокна, имеющие диаметр в нанометровом диапазоне, являются более перспективными из-за меньшей массы, более высокой удельной поверхности и более высоких физико-механических свойств (по сравнению с объемными образцами и волокнами больших диаметров).

Обычно нановолокна из ZrO_2 получают методом электроформования [4-6] из растворов и суспензий на основе водорастворимых органических полимеров, а в качестве прекурсоров используют соли металла или нанопорошки диоксида циркония. Сам процесс является многопараметровым и на морфологию и размер (диаметр) волокон влияет целая группа факторов (свойства раствора - состав, вязкость и др.; параметры процесса – диаметр иглы, расстояние от иглы до коллектора, приложенное между ними напряжение, объемный расход и т.д.; внешние факторы – температура, влажность и т.д.). При этом несмотря на большое число публикаций и значительный интерес к керамическим нановолокнам, на настоящий момент мало работ посвящено получению и возможностям управления морфологией и размерами (диаметром) однородных бездефектных нановолокон из ZrO_2 путем электроформования раствора PAN в N,N-диметилформамиде (DMF) с добавкой ацетилацетоната циркония в качестве керамического прекурсора.

Цель этой работы заключалась в установлении влияния параметров электроформования для управления морфологией, диаметром и структурными особенностями композитных нановолокон ацетилацетонат циркония/полиакрилонитрил и синтезе бездефектных нановолокон из чистого ZrO_2 путем отжига композитных волокон.

Методика эксперимента

Для получения формовального раствора, 1 г PAN ($M_w = 150,000$, Sigma-Aldrich, Co, США) смешивали с 9 г DMF (безводный, хим. ч., ЭКОС-1), с перемешиванием до

полного растворения полимера при температуре $T = 50^\circ\text{C}$. После выдержки полимерного раствора при комнатной температуре в течение 15-20 мин, в него добавляли навеску ацетилацетоната циркония (97% чистоты, Sigma-Aldrich, Co, США), составляющую от 10 до 30% от массы PAN (n от 0,1 до 0,3). Стоит отметить, что рабочий диапазон концентраций прекурсора диоксида циркония ограничивался значением $n = 0,32$, при больших концентрациях прекурсор перестает растворяться в формируемом растворе, что подтверждается визуально. Затем формовальный раствор обрабатывали в ультразвуковой ванне в течение 6 мин (при частоте 42 кГц). Электроформование волокон производилось на установке Nanon-01A (MECC CO, Япония). Формовальный раствор выдавливался через металлическую фильеру с внутренним диаметром 0,5 мм.

Для получения оптимальных по морфологии и диаметру композитных волокон варьировали расстояние между кончиком иглы и плоским коллектором L (в интервале от 15 до 23 см), ускоряющее напряжение U (в интервале от 17 до 23 кВ), объемную долю подачи раствора V (от 1,2 до 3,6 мл/ч), а также массовую долю полимера ($n = 0,1; 0,2$ и $0,3$). Волокна собирали на плоском коллекторе в виде нетканых матов. Маты обжигали при одинаковой температуре 800°C в течение 1 ч с использованием двухступенчатого нагрева: нагрев до 500°C со скоростью нагрева $1^\circ\text{C}/\text{мин}$, а затем дальнейший нагрев до целевой температуры со скоростью нагрева $5^\circ\text{C}/\text{мин}$. Низкая скорость нагрева была выбрана для предотвращения разрушения волокна в процессе удаления продуктов разложения керамического предшественника и связующего полимера.

Морфологию волокон исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Merlin (Carl Zeiss, Германия). Средний диаметр волокон рассчитывался из анализа СЭМ-изображений по данным не менее 100 измерений индивидуальных волокон. Рентгенофазовый анализ керамических волокон осуществлялся на рентгеновском дифрактометре D2 Phaser (Bruker, США).

Результаты и обсуждение

Исследование морфологии и среднего диаметра композитных волокон при варьировании параметров электроформования (расстояния L и ускоряющего напряжения U) показали, что наиболее оптимальными параметрами для создания бездефектных гладких цилиндрических волокон являются значения $L \geq 21$ см и $U \geq 23$ кВ. При уменьшении этих значений ($L \leq 15$ см, при любом U из исследованного диапазона) растет диаметр композитного волокна (так, при $U \geq 21$ кВ уменьшение L от 21 до 15 см приводит к росту d от 291 ± 33 нм до 396 ± 88 нм) и на формируемых волокнах наблюдались дефекты в виде шариков, капель или склеенных волокон. В работе получено, что наиболее однородные и бездефектные волокна с минимальным размером и разбросом по толщине ($d = 291 \pm 33$ нм) были получены при $L = 21$ см и $U = 23$ кВ.

Исследование влияния скорости объемного расхода раствора V (в диапазоне до 3,6 мл/ч) показало, при $V < 1$ мл/ч, струя раствора выдавливаемого через фильеру не является стабильной, на форсунке образуются капельки раствора, которые приводят к увеличению диаметра и дефектообразованию волокон. Значительное увеличение V (до значений $V \geq 2,4$ мл/ч) приводит к увеличению разброса диаметра волокон в достаточно широком диапазоне (от 220 нм до ~ 500 нм) и появлению дефектов в структуре волокна. Наиболее вероятной причиной такого эффекта может являться нестабильность струи, обусловленной высоким объемным расходом раствора, что отмечается также авторами ряда работ.

Таким образом, наиболее оптимальными, с точки зрения качества получаемых композитных волокон (морфологии и наименьшего диаметра волокна) оказались режимы $U = 21-23$ кВ (при $L = 21$ см и $V = 1,2$ мл/ч) и $U = 23$ кВ (при $L = 21$ см и $V = 1,2-1,8$ мл/ч), при этом, для волокон, полученных при $U = 23$ кВ, $L = 21$ см, $V = 1,2$ мл/ч, средний диаметр был наименьшим ($d = 291 \pm 33$ нм).

Исследование фазового состава электроформованных композитных волокон (волокна до термообработки) показывает отсутствие характерных рефлексов на

дифрактограмме, что свидетельствует об рентгеноаморфном состоянии формирующих их ацетилацетоната циркония и полиакрилонитрила.

Керамические волокна получали путем отжига. При этом в его процессе происходит термическое разложение керамического прекурсора и полное удаление полимера, а на дифрактограммах волокон появляются характеристические пики моноклинной и тетрагональной фаз ZrO_2 .

Исследования показали, что нановолокна ZrO_2 начинали образовываться при температуре отжига $500\text{ }^\circ\text{C}$ и выше. При $800\text{ }^\circ\text{C}$ они имели средний диаметр ($d = 59 \pm 8$ нм) и состояли из чистого диоксида циркония со средним размером зерен 21 нм (для которых характерна тетрагональная фаза) и 25 нм (для которых характерна моноклинная фаза).

Выводы

Таким образом, в работе из раствора, содержащего полиакрилонитрил и ацетилацетонат циркония были получены образцы композитных нановолокон. Выявлен набор параметров электроформования позволяющих управлять морфологией и средним размером (диаметром) композитных волокон. В результате отжига были получены тонкие ($d = 59 \pm 8$ нм) однородные по диаметру бездефектные волокна из чистого диоксида циркония со средним размером зерен 21 нм и 25 нм.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ (проект № 18-29-17047).

ЛИТЕРАТУРА

1. Liu Y., Wang C. *Advanced Nanofibrous Materials Manufacture Technology Based on Electrospinning*. - CRC Press: Boca Raton, Florida, FL, USA. - 2019. - 370 p.
2. Chevalier J., Gremillard L., Virkar A.V., Clarke D.R. // *J. Am. Ceram. Soc.* 2009. V. 92. P. 1901–1920.
3. Yin L., Niu J., Shen Z., Bao Y., Ding S. // *Mater. Lett.* – 2011. – V. 65. – P. 3131–3133.
4. Сони́на А.Н., Успенский С.А., Вихорева Г.А., Филатов Ю.Н., Гальбрайт Л.С. // *Хим. волокна*. 2010. № 6. С. 11–17.
5. Филатов И.Ю., Филатов Ю.Н., Якушкин М.С. // *Вестник МИТХТ*. 2008. Т. 3. № 5. С. 3 – 18.
6. Rodaev V.V., Razlivalova S.S., Tyurin A.A., Zhigachev A.O., Golovin Yu.I. // *Fibers*. 2019. V. 7. N 10. P. 82(1-8).
7. Li J.Y., Tan Y., Xu F.M., Sun Y., Cao X.Q., Zhang Y.F. // *Mater. Lett.* 2008. V. 62. P. 2396–2399.
8. Golovin Y.I., Tyurin A.I., Aslanyan E.G., Pirozhkova T.S., Vasyukov V.M. // *Physics of the Solid State*. 2017. V. 59. N 9. P. 1803-1811.
9. Golovin Y.I., Tyurin A.I., Aslanyan E.G., Pirozhkova T.S., Vorobev M.O. // *Measurement Techniques*. 2016. V. 59. N 9. P. 911-915.

ПРИМЕНЕНИЕ ФИЗИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ИХ ИЗНОСА ПРИ ТРЕНИИ

Мильман Ю.В., Гринкевич К.Э., Гончарова И.В.

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

В физике и механике пластичность определяется как способность материала к необратимой, т.е. пластической деформации под действием приложенной нагрузки. На практике в большинстве случаев в качестве пластичности используют удлинение образца до разрушения δ при испытании на растяжение или поперечное сужение образца до разрушения Ψ . Значение δ обычно включается в стандарты материалов и технические условия различных изделий. Многие годы ученые не обращали внимание на несоответствие этих характеристик физическому определению пластичности. Вместе с тем, очевидно, что фундаментальная характеристика пластичность не может зависеть от напряжения разрушения. Физика и механика разрушения – это очень сложная, многогранная наука, которая описывает различные типы разрушения, при этом напряжение разрушения может меняться на порядок при изменении вида напряженного состояния [1]. Неправильный выбор характеристики пластичности привел к тому, что за многие годы испытания материалов методом растяжения с определением δ (такие испытания проводятся уже около 200 лет) не была разработана теория связывающая пластичность δ со структурными факторами, температурой и скоростью деформации, что существенно тормозит развитие работ по повышению пластичности материалов. В работе [2] была предложена характеристика пластичности, которая соответствует ее физическому определению. Эта новая характеристика, которую мы называем физической пластичностью и обозначаем как δ^* , определяется долей пластической деформации в общей деформации

$$\delta^* = \varepsilon_p / \varepsilon_t, \quad (1)$$

где ε_p , ε_e и ε_t – соответственно пластическая, упругая и общая деформация в направлении приложенной нагрузки, при этом $\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p$. Значение физической пластичности может быть определено как при испытании на одноосное растяжение или сжатие, так и при определении твердости. В последнем случае физическая пластичность обозначается как δ_H и, например, для индентора Виккерса:

$$\delta_H = 1 - 14,3 \cdot (1 - \nu - 2\nu^2) \frac{HV}{E}. \quad (2)$$

При испытании на растяжение и сжатие:

$$\delta^* = \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_t} = 1 - \frac{\varepsilon_e}{\varepsilon_t} = 1 - \frac{\sigma}{E\varepsilon_t}. \quad (3)$$

По формуле (3) легко строится вторая кривая деформации $\delta^* = f(\varepsilon_t)$, наличие которой существенно расширяет возможности изучения механизма пластической деформации исследуемого образца.

Возможность определения пластичности методом индентирования заинтересовала многих ученых, поскольку оказалось возможным характеризовать пластичность практически всех материалов, включая керамику и даже ковалентные кристаллы в широком интервале температур. Обзор полученных при этом результатов приведен в [3].

В настоящем докладе приведены результаты, которые открыли принципиально новые возможности описания износа материалов при трении с использованием δ_H , а также результаты изучения физической пластичности δ^* при механических

испытаниях металлических сплавов на растяжение и сжатие, включая разработанную теорию зависимости физической пластичности от структурных факторов.

На рис.1 приведена обобщенная схема зависимости скорости износа материала при трении WR от физической пластичности. Видно, что в металлах, где основным механизмом износа является пластическая деформация, WR растет с ростом δ_H , в то же время для материалов, в которых ведущим механизмом износа является разрушение, значение скорости износа WR уменьшается с ростом δ_H . Кривая $WR(\delta_H)$ имеет минимум при $\delta_H \approx 0,76$. При таком значении δ_H износ за счет пластической деформации идет очень медленно в связи с низким значением δ_H , а износ за счет разрушения идет медленно в связи с высоким значением δ_H для процесса разрушения.

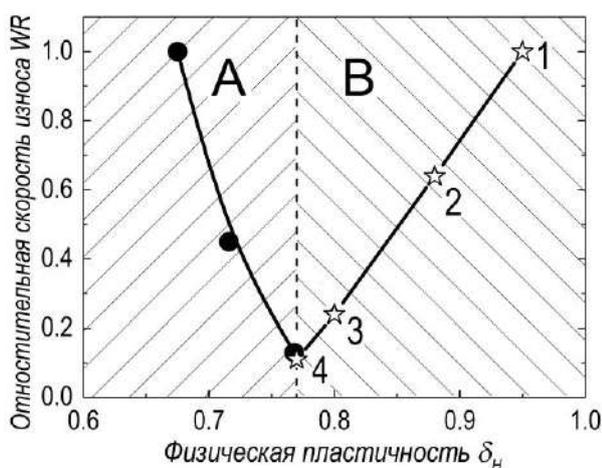


Рисунок - Обобщенная схема влияния физической пластичности на скорость износа WR (наибольшая скорость износа принята за единицу).

Данные получены авторами для сталей 9Г2Ф (1,4) и Х12МФ (2,3) в различных структурных состояниях (1,2 – исходное, 3,4 – упрочненное). Данные для твердых сплавов (левая сторона) по работе [4].

Применение физической пластичности δ_H позволило впервые получить уравнение, описывающее скорость износа за счет пластической деформации с учетом пластичности образца:

$$W = N \frac{\delta_H}{\sigma_s}, \quad (4)$$

где σ_s – предел текучести, определяемый как и величина δ_H , методом индентирования, а $N = const$. На рис.2 приведена зависимость $W = f(\delta_H/\sigma_s)$ для двух изученных сталей в исходном состоянии и с упрочненным поверхностным слоем. Видно, что уравнение (4) хорошо подтверждается полученными экспериментальными результатами. Параметр N зависит от трибологических условий проведения испытаний для определения износа при трении (нагрузка на индентор, скорость индентора, проходимый индентором путь, наличие смазки при трении и др.). Теория износа не позволяет в настоящее время рассчитать теоретически N . Поэтому значение N определяется экспериментально по наклону прямой на рис.3. Существенно, что прямая на этом рисунке должна проходить через начало координат, т.к. при $\delta_H = 0$ износ за счет пластической деформации W отсутствует.

Уравнение (3) было использовано для разработки теории зависимости физической пластичности δ^* от структурных факторов и температуры. Для этого в уравнение (3) подставлены значения предела текучести σ_s , определяющие упрочнение, вызванное указанными выше факторами, в соответствии с существующими теориями. Получены зависимости δ^* от размера зерна, плотности дислокаций, размера упрочняющих дисперсных частиц и их концентрации, от параметров упрочняющих элементов замещения. Естественно, что любое упрочнение, также как снижение температуры, приводит к уменьшению пластичности δ^* . Было установлено, что между δ^* и удлинением до разрушения δ наблюдается корреляция в пределах одной группы сплавов (рис.3).

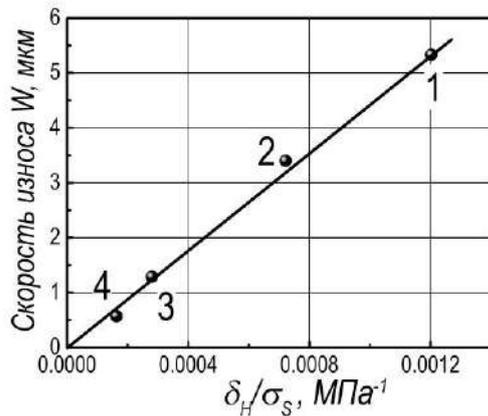


Рисунок 2 - Зависимость скорости износа W от соотношения δ_H/σ_S для сталей 9Г2Ф (1,4) и Х12МФ (2,3)

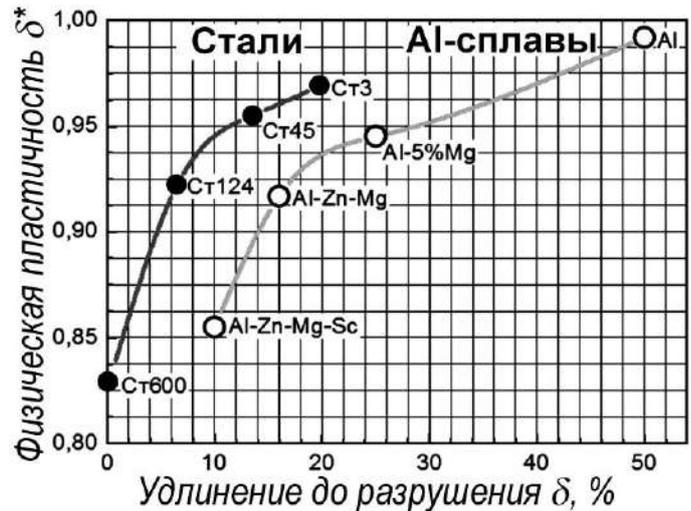


Рисунок 3 - Соотношение между характеристиками пластичности δ и δ^* для сталей и для сплавов алюминия

Наличие такой корреляции позволяет использовать разработанную теорию зависимости δ^* от структурных факторов и для расчета влияния этих факторов на значение δ .

Таким образом, впервые появилась возможность теоретического расчета влияния структурных факторов на широко используемую пластичность δ .

Вместе с тем, авторы предполагают, что полученные результаты с использованием физической пластичности приведут к более широкому применению этой величины для изучения механического поведения материалов как при индентировании, так и при механических испытаниях на растяжение и сжатие.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г.Г.Курдюмова, Ю.В.Мильман, В.И.Трефилов. К вопросу о классификации микромеханизмов разрушения по типам. *Металлофизика*. – 1979. - Т.1, №2. - С.55-62.
2. Yu.V. Milman, B.A. Galanov, S.I. Chugunova. Plasticity Characteristic Obtained through Hardness Measurement. *Acta Met. Mater.* – 1993. - V.41, No.9. - P. 2523-2532.
3. Yu.V.Milman, S.I.Chugunova, I.V.Goncharova, A.A.Golubenko. Plasticity of materials determined by the indentation method. *Progress in Physics of Metals (Успехи физики металлов)*. – 2018. - V .19, No.3. - p.271-306.
4. X. Zhang, B. D. Beake, and S. Zhang, Toughness evaluation of thin hard coatings and films, in: S. Zhang (Ed.) *Thin Films and Coatings*, Taylor & Francis Group CRC Press: Boca Raton, London, New York, 2015. - p. 48–113.

ПРИНЦИП НАИМЕНЬШЕГО ДЕЙСТВИЯ И ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ В КИНЕТИКЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Короткевич С.В.

РУП «Гомельэнерго», г. Гомель, РБ, e-mail: korotsv@tut.by

Изучена кинетика формирований, эволюции и разрушения нано и субмикроструктурных образований на поверхности никеля в условиях неравновесной и равновесной малоамплитудной и многоциклового деформации при трении в присутствии поверхностно-активных веществ, содержащихся в пластичном смазочном материале ЦИАТИМ-201 и Литол-24 [1]. Установлены закономерности и механизмы упрочнения и разрушения нанокристаллических структур размером $\approx 5\text{--}50$ нм с высокоугловой разориентацией границ ячеек $\approx 5\text{--}10^\circ$ при начальном цикле ($t \approx 0,9$ кс, рис. 1) упрочнения поверхностного слоя при контактном давлении ≈ 84 кПа, заключающиеся: в образовании дислокаций на поверхности никеля при трении и в облегчённом их выходе на поверхность в присутствии поверхностно и химически-активных веществ; их расщеплении; формировании замкнутых контуров; увеличении локальной кривизны кристаллической решётки, с образованием большой концентрации вакантных узлов в условиях неравновесной деформации и нелинейной динамике структурообразования, когда скорость увеличения напряжений превышает скорость их релаксации. Эти нанокристаллические и субмикроскопические фрагменты структуры обуславливают увеличение предела прочности никеля в ≈ 2 раза, предела выносливости при многоциклового, малоамплитудном и знакопеременном нагружении и снижение характеристик циклической трещиностойкости [1].

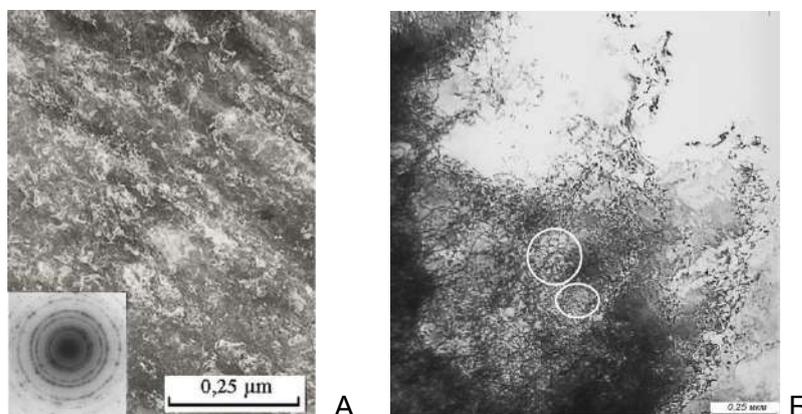


Рисунок 1 – А) Формирование наноструктур на поверхности никеля при $t = 0,9$ кс;
Б) Микроструктура никеля при больших деформациях $\varepsilon = 50\%$, $t = 1,2$ кс

Зоны высокой плотности дефектов содержат скопления дислокационных петель и диполей с плотностью $\rho \approx 10^{16} \text{ м}^{-2}$. Характерной особенностью этой фрагментированной структуры является высокая угловая разориентация границ ячеек $\approx 10^\circ$. Это подтверждает микродифракция (рис. 1). СМК и наноструктурные состояния формируются в зонах с сильно разориентированными участками кристалла, возникающих при сближении мощных разноимённых скоплений дислокаций (диполей), выстраиваемых при их полигонизации в стенки. Последнее определяет напряжённое состояние металлов с высокой кривизной и ненулевыми значениями ротора кривизны кристаллической решётки можно упрощённо представить в виде изогнутого отрезка фиксированной длины L (рис. 2).



Рисунок 2 – Схема формирования СМК и НК состояний

Чем больше изогнут отрезок, тем больше кривизна кристаллической решётки, и соответственно величина запасённой энергии в нём (рис. 2, б). Так как середина отрезка изгибается больше, а его концы изгибаются меньше, то компоненты градиента кривизны будут отличны от нуля. Можно представить состояние кристаллической решётки с высокой плотностью дисклинаций и соответственно с высокими значениями напряжений и градиентов напряжений. Естественно предположить, что структура кристалла, представленного отрезком, будет стремиться к состоянию с минимальной свободной энергией, что возможно путём её релаксации. Релаксация энергии осуществляется путём сдвига и поворота соответствующих сегментов, которые составляют отрезок (рис. 2, в), то есть ему энергетически выгодно разбиться на сегменты (прямолинейные участки) с нулевой или минимально возможной (стремящейся к нулю) локальной кривизной. Последнее подтверждается экспериментально существованием НК состояний, характеризующихся высокой плотностью дислокаций до $\rho \approx 10^{18} \text{ м}^{-2}$ (плотность дислокаций прямо пропорциональна локальной кривизне кристаллической решётки [2]), обусловленной границами блочной структуры и плотностью дислокаций $\rho \approx 10^{12} \text{ м}^{-2}$ внутри блока, характерной для отожженного недеформированного никеля (рис. 1,б). Каждый сегмент можно представить сформировавшейся НК структурой соответствующего размера. Сегменты или блоки, составляющие отрезок, взаимно разориентированы, что описывается локальной кривизной или отношением угла разориентировки между сегментами к расстоянию между ними. Имеет место высокая фрагментация кристаллической структуры. Необходимо отметить, что нанокристаллический материал состоит из некоторого множества структур, которые формируются при интенсивной пластической деформации в областях с высокой кривизной кристаллической решётки в некотором объёме, а формирование одной НК структуры приводит к снижению локальной кривизны кристаллической решётки непосредственно в локальной зоне формирования (рис. 1, б). Релаксация запасённой свободной энергии пластической деформации в локальных зонах будет формировать множество разориентированных локальных зон, объединение которых формирует объём наноматериала.

Подобные НК и СМК структуры формируются также на поверхности никеля в высоко фрагментированной кристаллической решётке, но спустя 108 кс трибонагружения. Таким образом, реализуется принцип энергетической выгоды или наименьшего действия [2], как только возможно при 0,9 кс, так и формируются НК структуры в условиях неравновесной деформации, когда скорость увеличения напряжений больше, чем скорость их релаксации. В более полном понимании [2] это означает на основании свойств симметрии и однородности пространства и времени существование инвариантов или основных закономерностей кинетики структурообразования, в том числе и наноматериалов.

Выявлены основные закономерности формирования и кинетики деформационных дефектов на нано-, микро-, мезо- и макромасштабных уровнях пластической деформации поверхностного слоя никеля, что определяет основные механизмы деформации при упрочнении и разрушении поверхности металлов при внешних воздействиях (прокатка, трибонагружение и др.), а именно:

- определена асимметричная кинетическая зависимость между плотностью дислокаций или локальной кривизной кристаллической решётки и интенсивностью разрушения или изнашивания, а именно, увеличение плотности дислокаций до некоторого критического значения обуславливает упрочнение поверхностного слоя, что в свою очередь определяет снижение интенсивности разрушения,

установлена обратно пропорциональная зависимость между локальной кривизной кристаллической решётки на каждом из структурно-масштабных уровней деформации, прочностными свойствами и интенсивностью разрушения поверхностного слоя никеля [2]:

$$\left(\sum_{i=1}^N \chi_i \right) \times I - E_{ак} = const ,$$

где χ_i – локальная кривизна кристаллической решётки на i -м мезоскопическом уровне, I – интенсивность изнашивания или разрушения, $E_{ак}$ – аккумулированная энергия;

- скорость увеличения и снижения плотности дислокаций при трибонагружении определяется размером предварительно сформированной при закалке или прокатке структурой и разориентировкой внутренних границ раздела, где скорость увеличения плотности дислокаций (K_1) при упрочнении поверхностного слоя никеля определяет и скорость снижения плотности дислокаций (K_2), и соответственно релаксации напряжений деформации для одного, и каждого цикла изменения прочностных свойств, что определяет основную роль размера структурных элементов на скорость изменения прочностных свойств и фундаментальное значение дислокаций, и дисклинаций в формировании границ структурных элементов, и кинетику их изменения на каждом из структурно-масштабных уровней деформации [2, 3]:

$$\frac{K_1}{K_2} = const ,$$

где $K = \Delta H / \Delta t$, ΔH – уширение линии ферромагнитного резонанса;

- снижение уровня энергии активации процессов формирования элементов дефектной структуры на всех структурно-масштабных уровнях деформации, а также при их разрушении с увеличением накопленной энергии деформации поверхностным слоем никеля при трибонагружении или прокатке, что определяет его физико-химические и механические свойства в условиях фазовой неустойчивости в полях высоких локальных напряжений при внешних воздействиях [1].

ЛИТЕРАТУРА

1. Пинчук, В.Г. Кинетика упрочнения и разрушения поверхности металлов при трении / В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич // LAP Lambert Academic Publishing. – Saarbrücken: LAP, 2014. – 180 с.
2. Korotkevich S.V. Hamilton's principle for to search of invariants at creation, evolution and destruction of nanomaterials / S.V. Korotkevich // International Journal of Engineering Research and Science. – 2018. – Vol. 4, issue 6. – P. 31–41.
3. Пинчук В.Г. Влияние физико-химической природы среды закалки и режимов трения на структуру и кинетику упрочнения и разрушения поверхностного слоя никеля / В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич, Е.А. Ковалёв // Материаловедение. – 2018. – № 2. – С. 8–12.

ВОДОРОДОУПРУГОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Гольцова М. В.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь
mgoltsova@bntu.by

О том, насколько огромную роль в прочности, долговечности и надежности эксплуатации металлических изделий играют внутренние напряжения, было известно с конца 19-го века. Впервые работа, посвященная внутренним (остаточным) напряжениям «Исследование внутренних напряжений в чугуне и стали», была опубликована Н. В. Калакуцким в 1888 году; он не только описал факт существования внутренних напряжений и их влияние на металл, но разработал методы их определения и сконструировал необходимые для этих методов приборы [1]. Позднее теоретические и экспериментальные исследования внутренних напряжений были продолжены Н.Н. Давиденковым, а методы их определения усовершенствованы Н.Н. Давиденковым и Г. Заксом. Эти методы успешно применяются и сегодня [2].

Изучение неоднородных распределений внутренних напряжений В.С. Горским [3] привело к открытию эффекта, который в дальнейшем был назван именем этого ученого: неоднородное распределение упругих напряжений в кристалле вызывает дополнительный диффузионный поток, обуславливающий восходящую диффузию точечных дефектов в напряженном кристаллическом образце. (Восходящая диффузия в твердых растворах под действием остаточных напряжений была изучена Конобеевским спустя семь лет после открытия эффекта Горского в 1942 году [4]). Сущность явления заключается в том, что под действием градиента деформаций возникает диффузионная релаксация в том случае, когда дефекты обладают высокой подвижностью. Этому условию высокой подвижности вполне отвечает растворенный в металле водород, располагающийся в тетра- и октапорах металла, и диффузия которого не подавляется даже при гелиевых температурах. Более того, в 1970-х годах именно эффект Горского стал одним из основных инструментов для установления коэффициентов диффузии водорода в металлах, а также применяется для уточнения некоторых термодинамических величин, как, например, расположение спинодалей в системах Me–H [5].

Однако немаловажным фактом является то, что не только внешние нагрузки, приложенные к содержащим водород образцам, вызывают перераспределение водорода по механизму восходящей диффузии. Само растворение водорода в металле, вследствие неравномерного расширения кристаллической решетки, продуцирует в нем внутренние напряжения. В тех случаях, когда уровень индуцированных водородом напряжений (говорят – «водородных напряжений») не превышает предел текучести, возникают обратимые формоизменения металла – от короблений в масштабах всего образца, до эффектов в микроструктуре металла. В этом и заключается явление водородоупругости.

Теория водородоупругости

Явление водородоупругости по своей сути аналогично явлению термоупругости. Аналогия заключается в том, что:

- 1 – действие градиентов концентрации водорода и градиентов температуры в металле приводит к одинаковому результату: неравномерной дилатации металла и соответственно, к внутренним напряжениям и короблению;
- 2 – теплопроводность и диффузия математически описываются одними и теми же уравнениями.

Исходя из аналогии явлений, в [6] была выведена система уравнений, описывающая изменение поля деформаций и водородного концентрационного поля в пространстве и во времени. Она имеет вид:

$$\nabla^2 c - \frac{1}{D} \frac{\partial c}{\partial t} - \frac{(3\lambda + 2\mu)\alpha_H B_c c}{D} \operatorname{div} \dot{\vec{u}} = 0, \quad (1)$$

$$\mu \nabla^2 \vec{u} + (\lambda + \mu) \operatorname{grad} \operatorname{div} \vec{u} - \alpha_H (3\lambda + 2\mu) \operatorname{grad} c - \rho \ddot{\vec{u}} = 0, \quad (2)$$

где c – относительная атомная концентрация водорода, которая аналогична температуре в термоупругости; t – время; D – коэффициент диффузии водорода; λ и μ – коэффициенты Ляме; величина α_H аналогична коэффициенту линейного теплового расширения α_T и равна $\alpha_H = \frac{1}{3}k$, где k – коэффициент объемного расширения металла, вызванного изменением в нем концентрации водорода; $B_c = \frac{dc}{dP_H}$, где P_H – давление водорода в газовой фазе; \vec{u} – вектор перемещения; ρ – плотность материала.

Система уравнений (1)–(2) описывает деформацию твердого тела, возникающую не только от механических, но и от водородных воздействий, а также обратный эффект – изменение концентрационного поля водорода в твердом теле, обусловленное как градиентом концентрации водорода, так и деформацией этого тела. Проведенные авторами [6] численные эксперименты показали, что внутренние напряжения, индуцированные водородом, замедляют диффузионное «рассасывание» концентрационных неоднородностей водорода при всех температурах, при этом в реальном масштабе времени эффект становится особенно большим при низких температурах.

Экспериментальные наблюдения водородоупругости

Проявления водородоупругости можно по различным признакам классифицировать на три крупные группы:

- диффузионное (замедление развития гидридных превращений, установление термо-баро-упруго-диффузионного равновесия в системах Me–H);
- микроструктурное (сдвиг зерен металла, образование и рассасывание обратимых выпучиваний в приповерхностных слоях металла);
- механическое (макроскопическое изменение формы испытуемого образца – коробление – в зависимости от условий насыщения водородом/дегазации водорода может быть либо полностью обратимым, либо с сохранением остаточной величины).

Кратко о сущности диффузионного и микроструктурного проявлений водородоупругости и о их значении для практики водородной обработки материалов можно прочесть в [7]. В настоящем докладе основное внимание будет уделено механическим проявлениям водородоупругости, а именно: формоизменению палладиевой пластины при ее одностороннем и двустороннем насыщении водородом, при сильных и малых водородных воздействиях, изученных экспериментально с помощью специально созданной водородо-вакуумной установки.

Формат данной статьи не позволяет подробно описать особенности проведенных экспериментов и полученных результатов. Остановлюсь только на некоторых принципиально важных моментах. Изгиб металлической пластины, вызванный наводороживанием, фундаментально отличается от изгиба, вызванного механическим нагружением вследствие того, что при наводороживании металла происходит образование временно существующего градиентного материала металл–водород, обладающего отличными от исходного (чистого от водорода металла) свойствами. Индуцированные водородом обратимые изгибы палладиевой пластины являются результатом «работы» временного градиентного упруго напряженного когерентного

сплава. Именно поэтому при наводороживании палладиевая пластина демонстрирует упругие, обратимые изгибы, более чем в три раза большие, чем изгибы при классическом механическом нагружении, а при увеличении водородного воздействия степень обратимости только возрастает.

Зарегистрирована корреляционная связь величины достигаемых максимальных изгибов пластины и равновесной растворимости водорода в палладии при всех давлениях, соответствующих областям неидеальных, псевдоидеальных и идеальных твердых растворов водорода в палладии. Экспериментально установлено, что зависимость величины максимальной стрелы прогиба пластины от давления водорода является нелинейной функцией и ее нелинейность усиливается при переходе от области давлений водорода, вызывающих образование псевдоидеальных растворов Pd-H ($0,01 < n_0 < 0,02$), к области значений P_{H_2} , соответствующих идеальным растворам Pd-H ($n_0 \leq 0,01$).

Все представленные экспериментальные результаты получены в пределах образования лишь твердых растворов водорода α -PdH_x, при содержаниях H/Pd вплоть до 0,00425 атома водорода на сто атомов палладия. Таким образом, макроскопические коробления палладиевой пластины наблюдаются даже при исключительно малых водородных воздействиях.

В докладе также будет уделено внимание обсуждению природы остаточного формоизменения и влиянию водородофазового наклепа II рода на механические свойства палладия.

ЛИТЕРАТУРА

1. Болховитинов Н. Ф. *Металловедение и термическая обработка*. – М : Машгиз, 1952 – 427 с.
2. Скворцов, В.Ф. Применение метода Н. Н. Давиденкова для оценки окружных остаточных напряжений в обработанных дорнованием полых цилиндрах / В. Ф. Скворцов, А. Ю. Арляпова, А. О. Бознак и др. // *Системы. Методы. Технологии*. – 2016. – № 4 (32). – С. 65–70.
3. Горский В. С. Исследование упругого последействия в сплаве Cu–Au с упорядоченной решеткой // *Журнал экспериментальной и теоретической физики*. – 1936. – Т. 6, № 3. – С. 272–276.
4. Косевич А. М. *Физическая механика реальных кристаллов*. – Киев: Наук. думка, 1981. – 328 с.
5. Völkl, J. The Gorsky effect: Recent results / J. Völkl, G. Alefeld // *Nuovo Cim*. – 1976. – Bd. 33. – P. 190–204.
6. Глухова, Ж. Л. Явление водородоупругости в системах металл–водород / Ж. Л. Глухова, В. А. Гольцов // *Альтернативная энергетика и экология*. – 2014. – № 1. – С.138–151.
7. Гольцова М. В., Жиров Г. И. Основы водородной обработки материалов (обзор) // *Актуальные проблемы прочности : монография. В 2-х т. Т. 2.* / под ред. В. В. Рубаника. – Витебск : УО "ВГТУ", 2018. – 512 с. – Гл. 16. – С. 329–352.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СЖАТИИ: ВЛИЯНИЕ СВЯЗУЮЩИХ МАТРИЦ

¹ Антанович А.А., ² Колесников С.А.

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

²АО «НИИ конструкционных материалов на основе графита»,
Москва, Россия, Skolesnikov02@mail.ru

Ранее [1] мы провели расчетные оценки уровней прочностных и деформационных характеристик при растяжении трехмерно армированных УУКМ с полимерными и углеродными матрицами, полученными по различным технологиям. Было показано, что изостатическая технология формирования углеродных матриц из каменноугольного пека [2] позволяет получать углеродные композиты со свойствами наиболее близкими к углепластикам на основе эпоксидной смолы, которые характеризуются наилучшей способностью реализации прочности армирующих наполнителей. Поэтому представляет определенный интерес провести сравнение деформационных и прочностных характеристик при сжатии УУКМ с углеродными матрицами различной природы. При этом будем рассматривать те же трехмерно армированные композиты.

В качестве «эталоны» выбрали углепластик, каркас которого изготовлен из стержней на основе углеродных волокон, пропитанных поливиниловым спиртом, а пористый объем между стержнями заполнен эпоксидной смолой. Усредненные и сглаженные результаты испытания на сжатие образца такого материала в направлении Z приведены на рисунке 1. Как видно, кривая деформации имеет участок упругого сжатия, переходящий в явно выраженный участок псевдопластичного деформирования. Завершающим участком разрушения является этап, связанный с сопротивлением армирующего наполнителя, но с существенно меньшим модулем упругости. На этом этапе в процесс сопротивления сжатию, видимо, включились трансверсальные стержни армирования (X,Y). Отверждённая эпоксидная матрица имеет относительно низкий модуль упругости (~3 ГПа) и относительно большую предельную деформацию разрушения (2-10 %).

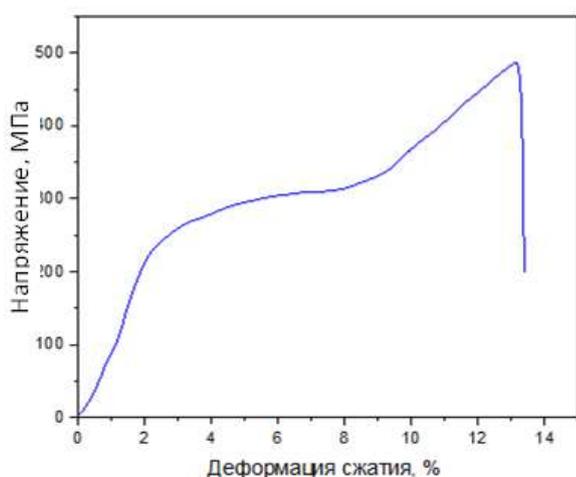


Рисунок 1 - Матрица – эпоксидная смола

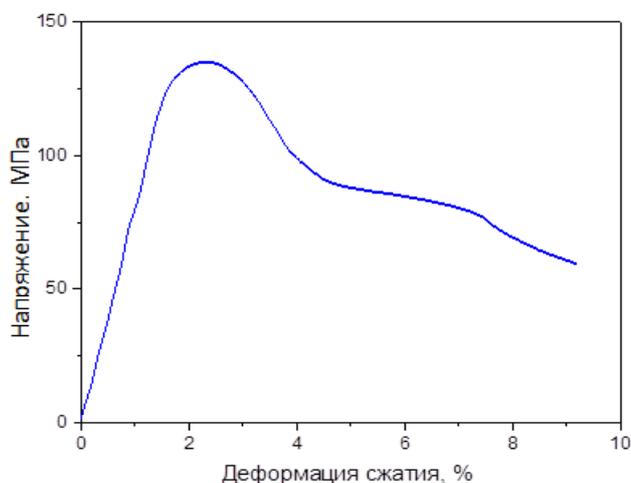


Рисунок 2 – Пирографитовая матрица

На следующих рисунках будут приведены также сглаженные экспериментальные результаты.

На рисунке 2 приведена кривая деформирования углерод-углеродного композиционного материала с углеродной матрицей, полученной в процессах диффузии и пиролиза метана на поверхностях углеродных волокон методом термического градиента. Углеродная матрица из пиролитического углерода в трансверсальном направлении имеет модуль упругости 13-16 ГПа. Этот уровень превышает модуль упругости углеродного высокомодульного волокна в трансверсальном направлении, поэтому при равной деформации уровень напряжения в матрице раньше приближается к её предельному значению.

На рисунке 3 представлена типовая кривая деформирования образца в направлении Z УУКМ с композитной углеродной матрицей: пиролитической (до 70 %) и матрицы, полученной из каменноугольного пека по изостатической технологии (до 30 %). Усреднённый по аддитивности модуль упругости матрицы такого состава понижается за счёт вклада коксовой матрицы из пека (6-8 ГПа). Передача нагрузки в трансверсальном направлении изменяет характер деформирования с появлением участка псевдопластичности после упругой области деформирования.

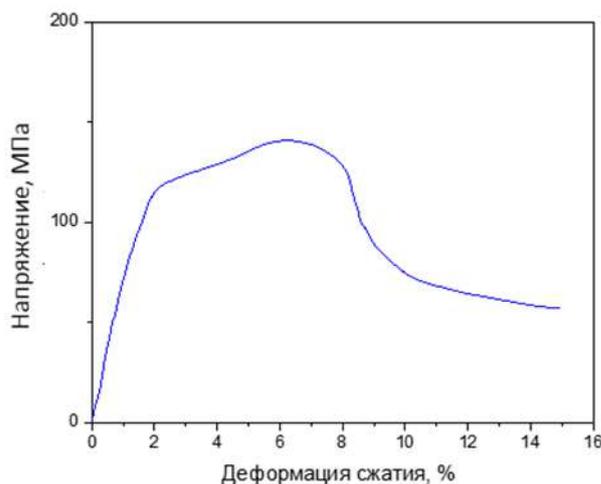


Рисунок 3 – Комбинированная матрица

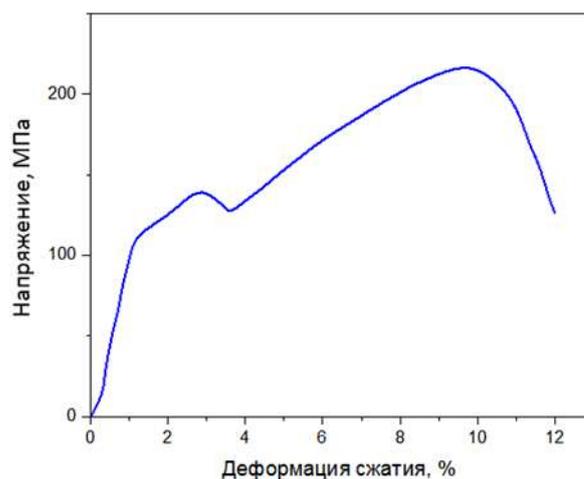


Рисунок 4 – Матрица из каменноугольного пека по изостатической технологии

На рисунке 4 представлена типовая кривая деформирования образца в направлении Z объёмно армированного УУКМ с углеродной матрицей, полученной по изостатической технологии. Модуль упругости коксовой матрицы из пека составляет 6-8 ГПа. Передача нагрузки в трансверсальном направлении становится подобной композиту с полимерной матрицей, что проявляется в сильно выраженном эффекте псевдопластичности после упругой области деформирования.

Приведенные выше графики кривых деформирования при сжатии трехмерно армированных УУКМ позволили сделать качественные выводы об особенности деформирования и разрушения материалов с различными углеродными матрицами. Однако, эти графики имеют различные масштабы по осям координат, что затрудняет полное понимание и сравнение полученных результатов между собой. На рисунке 5 мы объединили все приведенные кривые деформирования на одном графике в общем масштабе и пронумеровали их в порядке снижения сопротивления сжатию материала и работы по его разрушению.

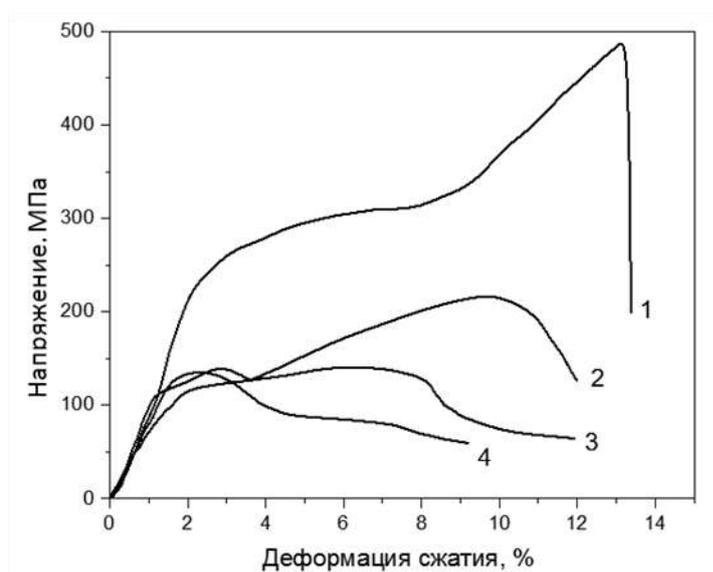


Рисунок 5 – Кривые деформирования УУКМ с углеродными матрицами различной природы: 1 – эпоксидная матрица, 2 – матрица из каменноугольного пека, полученная по изостатической технологии, 3 – комбинированная матрица, 4 – матрица, полученная по пиролитической технологии

Из этого рисунка видно, что, как и в случае деформации при растяжении УУКМ с углеродными матрицами различной природы [1], наиболее близким к углепластикам на основе эпоксидной смолы по реализации прочностных свойств армирующего каркаса и уровню работы разрушения материала является углеродный композит с углеродной матрицей, полученной из каменноугольного пека по изостатической технологии – проведению процессов пропитки каркаса и карбонизации пека при высоких давлениях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Antanovich A.A., Kolesnikov S.A. Tensile strength of carbon composite materials: Influence of binding matrix. Journal of Physics: Conference Series (JPCS, London), 2019, Vol. 1347, 012048.
2. Антанович А.А., С.А.Колесников. Изостатические технологии при изготовлении углеродных конструкционных материалов.// Перспективные материалы и технологии : монография. Т.1. Витебск: УО «ВГТУ», 2017. - 467 с.

ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИЙ

Пантелеенко Ф.И., Сидоров В.А., Хмелев А.А.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,
e-mail: va_sidorov@tut.by

Для оценки остаточного ресурса работоспособности и пригодности к дальнейшей эксплуатации сосудов, работающих под давлением, элементов металлических конструкций грузоподъемных сооружений, трубопроводы и другие конструкции периодически подвергаются диагностированию. При этом одним из видов контрольных испытаний является измерение твердости в зонах максимальных силовых и тепловых нагрузок контролируемых конструкций. Если полученный результат показывает, что твердость металла в контролируемой зоне не соответствует требованиям нормативно-технической документации, то металл такого участка подлежит исследованию с вырезкой образцов с целью определения характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости. По результатам последних испытаний принимается решение о выбраковке.

В настоящей работе предлагается метод теоретической оценки характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости металла контролируемых зон только по результатам измерения твердости по Бринеллю.

Известно [1], что твердость сталей при их деформировании от состояния поставки вплоть до разрушения возрастает, а значения пластичности и ударной вязкости уменьшаются. При этом максимальная твердость имеет место на поверхности разрушения. Поэтому для каждой конкретной плавки стали существует шкала твердости, с максимальным значением ее в состоянии поставки и максимальным на поверхности разрушения.

Для получения расчетных формул прочности, пластичности и ударной вязкости металла контролируемых зон связывают значения его сертификатных характеристик с результатами измерений твердости.

Максимальное значение твердости по Бринеллю определяют по формуле:

$$HB_{\max} = HB_0 e^{\psi} \quad (1)$$

где HB_0 - твердость стали в состоянии поставки МПа,

ψ - относительное сужение в том же состоянии.

Значение HB_0 определяем по взаимосвязи твердости с пределом прочности σ_s [2]:

$$HB_0 = \sigma_s / c, \quad (2)$$

где $c = 0,36-0,365$ для малоуглеродистых и низколегированных сталей.

Накопленный уровень пластической деформации в локально деформированной зоне:

$$\psi_{\text{нр}} = \ln \frac{HB_{\text{к}}}{HB_0} = \ln \frac{h_0}{h_{\text{к}}}, \quad \varepsilon_{\text{нр}} = \ln \frac{d_0}{d_{\text{к}}}, \quad (3)$$

где: $HB_{\text{к}}$ - значение твердости, полученной при контроле;

d_0 , d_k , h_0 , h_k диаметр и глубина отпечатка при измерении твердости для состояния поставки и контроля соответственно;

Значения d и h в формулах (4-5) определяют [2]:

$$h = \frac{F}{\pi DHB}, \quad (4)$$

$$d = 2\sqrt{h(D-h)}, \quad (5)$$

где: $F = 30$ кН - нагрузка на пресс Бринелля для шарика диаметром $D = 10$ мм;

Если известны уровни накопленной пластической деформации $\varepsilon_{пр}$ и $\psi_{пр}$, то запас оставшейся пластичности составит:

$$\varepsilon_{ос} = \varepsilon - \varepsilon_{пр}, \quad (6)$$

$$\psi_{ос} = \psi - \psi_{пр}. \quad (7)$$

Экспериментальные исследования на растяжение стандартных образцов из малоуглеродистой и низколегированной сталей показывают, что при достижении остаточной пластической деформации значения порядка $\varepsilon_{пр} = 0,19 - 0,20$ и $\psi_k \geq 0,4$ равномерное удлинение образца заканчивается и начинается процесс образования шейки. В реальных же конструкциях такое значение остаточной деформации соответствует возникновению пор и внутренних микро-и макротрещин, которые под действием рабочих нагрузок увеличиваются и в результате становятся сквозными. В этом состоянии размер внутренних дефектов можно определить другими неразрушающими методами контроля, а по выявленным размерам трещин оценить состояние локально деформированных зон конструкций по законам линейной механики разрушения, особенно для конструкций, работающих в условиях усталостного режима. Следовательно, по результатам этих испытаний можно определить значение критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} , не прибегая к изготовлению и испытанию специальных контрольных образцов.

Значение ударной вязкости, как оценочного критерия состояния исследуемого узла, оценивают по значению поглощенной энергии при разрушении стандартного ударного образца типа I, по формуле:

$$U = \frac{\sigma^2}{2E} V_0 + a_v \cdot 4Bh^2 \operatorname{tg} \theta, \quad (8)$$

где: σ - предел прочности стали, МПа;

$V_0 = 3964,3$ мм³ - объем ударного образца на длине между опорами копра;

E - модуль Юнга,

a_v - удельная работа пластического деформирования,

$B = 10$ мм - ширина образца;

$h = 8$ мм - высота в сечении по надрезу;

$\operatorname{tg} \theta$ - угол изгиба образца при его разрушении.

Значение a_v определяют по формуле:

$$a_v = \frac{U_0}{V_0 \psi}, \quad (9)$$

где U_0 - сертификатное значение поглощенной энергии ударного образца при его разрушении при температуре +20°C .

$$\text{tg}\theta \text{ определяют по формуле: } \text{tg}\theta = \psi^n \quad (10)$$

где $n = 1,1-1,43$ для малоуглеродистых и низколегированных сталей при температуре +20°C

При применении изложенного метода оценки состояния конструкций для измерения твердости их локально деформированных зон целесообразно применять портативные твердомеры. Из серии портативных твердомеров, применяемых для измерения твердости изделий из любых металлических материалов, наиболее удобен в применении твердомер ультразвуковой ТКМ 459С «универсальный», позволяющий использовать два метода твердометрии. Прибор обладает широким диапазоном применения, позволяет производить измерение твердости на изделиях с плоскими, цилиндрическими и сферическими поверхностями в производственных и полевых условиях в любом пространственном положении исследуемой поверхности. Прибор позволяет выявлять изменение твердости для точек, расположенных на расстоянии 1-2 мм друг от друга, что дает возможность выявлять локально деформированные зоны металла с пиковой формой изменения твердости, а из таких зон, как правило, возникают и распространяются трещины.

Данный метод оценки состояния конструкций значительно упрощает и заменяет ныне существующие методы. Он позволяет избавиться от операций по вырезке проб для изготовления лабораторных образцов и последующих лабораторных испытаний. Это приводит к существенному снижению трудовых и энергетических затрат при выполнении указанных работ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хмелев А.А., Реут Л.Е. Расширение возможностей оценки качества сталей по результатам исследования на ударную вязкость. Вести НАН Беларуси. – 2009. - №2. –С.71-75.
2. Марковец М.П. Определение механических свойств металлов по твердости.— М. Машиностроение, 1979. -С.6.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ С ДОБАВЛЕНИЕМ Al_2O_3 И SiO_2

Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Родаев В.В., Овчинников П.Н.,
Дмитриевская Д.Б., Кабанов Д.А.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
E-mail: aadmitr@yandex.ru

Понимание физической природы и механизмов повышения вязкости разрушения керамики на основе ZrO_2 за счет контролируемого (активируемого механическим напряжением) превращения тетрагональной (t) фазы в моноклинную (m) открыло новую эру в разработке инженерной керамики с улучшенными механическими свойствами [1]. Это послужило основным стимулом для дальнейших широкомасштабных исследований механизмов повышения прочности циркониевой керамики и композитов на ее основе. Уже более 40 лет ведутся непрерывные исследования и разработки, направленные на усовершенствование состава (тип и концентрация стабилизаторов $t\text{-ZrO}_2$ и упрочняющие наполнители) и структуры (размер зерна и пористость) циркониевых керамик, оказывающих основное влияние на соотношение их твердости и трещиностойкости. Наибольшие успехи достигнуты при использовании Y_2O_3 в качестве стабилизатора [2] и Al_2O_3 - в качестве упрочняющего наполнителя [3,4]. Одним из существенных недостатков циркониевой керамики (стабилизированной оксидом иттрия) и композитов на ее основе является низкотемпературная деградация (самопроизвольная $t \rightarrow m$ трансформация, вызывающая снижение трещиностойкости, в гидротермальных условиях). Повышению стойкости к гидротермальным воздействиям способствует использование альтернативных стабилизаторов и дополнительных примесей [5]. В связи с этим, работа посвящена исследованию влияния концентрации оксидов алюминия и кремния на структуру, фазовый состав и соотношение твердость-вязкость разрушения керамики $\text{CaO-ZrO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{SiO}_2$.

При изготовлении образцов компоненты смешивали в определенных пропорциях. Концентрацию стабилизатора (CaO) по отношению к ZrO_2 сохраняли неизменной ($C_{\text{CaO}} = 6.5 \text{ mol. \%}$). К полученной смеси добавляли 0 - 25 wt.% Al_2O_3 . Молярную концентрацию SiO_2 по отношению к смеси основных компонент варьировали в диапазоне от 0 до 10 mol.%. Полученные смеси порошков диспергировали в дистиллированной воде. Затем осуществляли помол в планетарной мельнице, после которого смесь высушивали в печи при температуре $T_0 = 80 \text{ }^\circ\text{C}$. Образцы формовали одноосным сухим прессованием при нагрузке 500 МПа. Спекание производили в два этапа. Сначала образцы нагревали до температуры $T_1 = 1300 \text{ }^\circ\text{C}$ и выдерживали в течение 5 min. Затем, охлаждали до температуры $T_2 = 1200 \text{ }^\circ\text{C}$ и выдерживали в течение 4 h. Согласно [6] такие условия синтеза образцов керамики $\text{CaO-ZrO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$ являются оптимальными с точки зрения комплекса механических свойств.

Твердость тестировали с использованием автоматизированного микротвердомера Duramin – А300. Длины радиальных трещин измеряли металлографическим инвертированным микроскопом Axio Observer A1m. Величину вязкости разрушения K_C определяли из выражения:

$$K_C = k \left(\frac{E}{H} \right)^{\frac{1}{2}} \frac{P}{l^{\frac{3}{2}}},$$

где P – максимальная нагрузка на индентор (50 N), l - длина радиальных трещин около отпечатка, k – эмпирический калибровочный коэффициент ($k = 0.016 \pm 0.004$). Информацию о фазовом составе получали с использованием рентгеновского

дифрактометра D2 Phaser. Визуализацию структуры керамики проводили на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения Merlin.

Установлено, что с повышением концентрации корунда в керамике $\text{CaO-ZrO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$ наблюдается незначительное снижение относительной доли тетрагональной фазы $t\text{-ZrO}_2$ с соответствующим увеличением содержания моноклинной и кубической фаз (рис. 1, а) и увеличение среднего размера кристаллитов d_{ZrO_2} и относительной плотности ρ (рис. 1, б). При этом, зависимости $d(C_{\text{Al}_2\text{O}_3})$ и $\rho(C_{\text{Al}_2\text{O}_3})$ имеют логарифмический характер (выходят в насыщение при $C_{\text{Al}_2\text{O}_3} > 5$ wt.%). Зависимости твердости H и вязкости разрушения K_C керамик $\text{CaO-ZrO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$ от содержания в них корунда $C_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ имеют ярко выраженные особенности в области $C_{\text{Al}_2\text{O}_3} \sim 5$ wt.% (рис. 1, с и d соответственно).

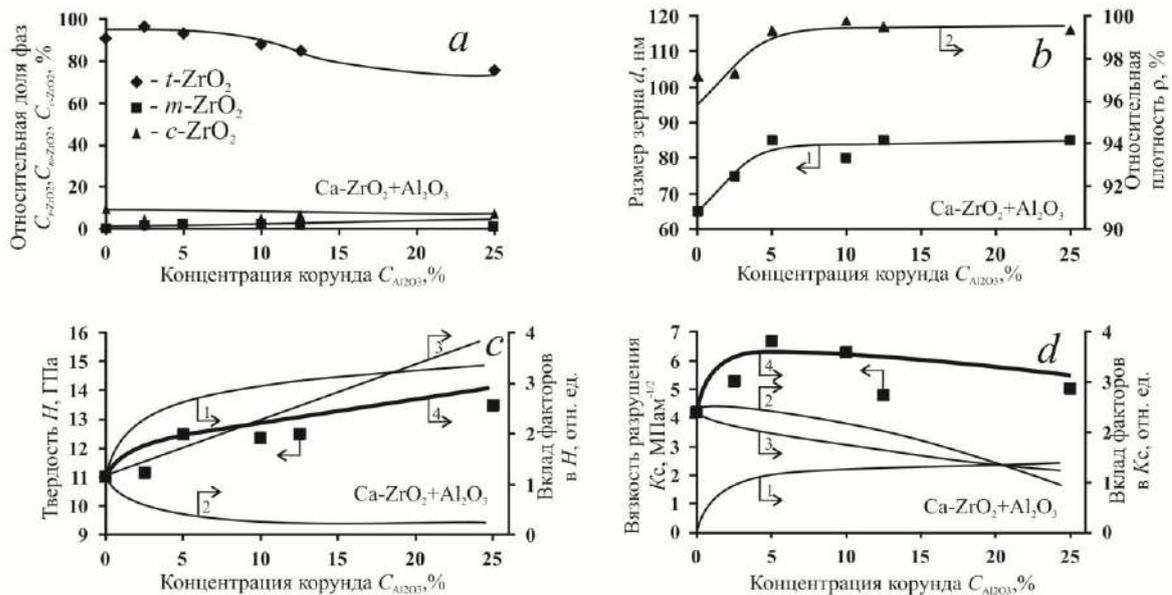


Рисунок 1 - Зависимости фазового состава ZrO_2 (а), среднего размера зерна и относительной плотности (б), твердости (с) и вязкости разрушения (d) керамик $\text{CaO-ZrO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$ от содержания в них Al_2O_3 . Кривые на рис. с и d отражают характер вкладов различных факторов в изменение H и K_C в зависимости от концентрации Al_2O_3

Известно, что значение твердости циркониевой керамики растет с повышением плотности и уменьшается при увеличении размера кристаллитов. Полученные экспериментально зависимости $\rho(C_{\text{Al}_2\text{O}_3})$ и $d(C_{\text{Al}_2\text{O}_3})$ (рис. 1, б) позволяют на качественном уровне охарактеризовать влияние ρ и d на твердость керамики $\text{CaO-ZrO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$ с различным содержанием корунда (рис. 1, с, кривые 1 и 2 соответственно). Увеличение содержания Al_2O_3 (характеризующегося большей твердостью) должно сопровождаться пропорциональным ростом твердости композита (рис. 1, с, прямая 3). Результирующая вкладов 3-х указанных факторов представляет собой кривую с более резким возрастанием при малых $C_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ (рис. 1, с, кривая 4), т.е. удовлетворительно описывает экспериментально полученную зависимость $H(C_{\text{Al}_2\text{O}_3})$ для керамики $\text{CaO-ZrO}_2+\text{Al}_2\text{O}_3$.

Введение мелкодисперстных частиц Al_2O_3 в циркониевую керамику обеспечивает проявление дисперсионного механизма упрочнения, эффективность которого нарастает с увеличением $C_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ и выходит в насыщение задолго до достижения условия $C_{\text{Al}_2\text{O}_3} = C_{\text{ZrO}_2}$ (рис. 1, d, кривая 1). Увеличение концентрации Al_2O_3 эквивалентно уменьшению содержания ZrO_2 и, соответственно, снижению вклада трансформационного механизма упрочнения (рис. 1, d, кривая 2). Наконец, согласно полученным данным (рис. 1, а), доля тетрагональной фазы $t\text{-ZrO}_2$ уменьшается с увеличением $C_{\text{Al}_2\text{O}_3}$, что отрицательно сказывается на трещиностойкости композита (рис. 1, d, кривая 3). Таким образом, результирующая вкладов 3-х перечисленных факторов (влияющих на трещиностойкость) представляет собой кривую с максимумом

при малых $C_{Al_2O_3}$ (рис. 1, *d*, кривая 4), т.е. удовлетворительно описывает экспериментально полученную зависимость $K_C(C_{Al_2O_3})$ для керамики $CaO-ZrO_2+Al_2O_3$.

Ярко выраженные синфазные изменения на зависимостях $H(C_{Al_2O_3})$ и $K_C(C_{Al_2O_3})$ при $C_{Al_2O_3} \sim 5$ wt.% вызывают особый интерес. В связи с этим, отдельная серия измерений была посвящена исследованию влияния концентрации дополнительного компонента (SiO_2) на структуру и механические свойства циркониевой керамики, содержащей 5 wt.% Al_2O_3 .

Установлено, что введение диоксида кремния, с одной стороны, сопровождается уменьшением относительной плотности и увеличением размера кристаллитов, с другой стороны, вызывает повышение эффективности $t \rightarrow m$ фазовых превращений. Кроме того, обнаружено, что при достижении $C_{SiO_2} = 5$ mol.% наблюдается резкое снижение относительной доли тетрагональной фазы и эквивалентное увеличение доли моноклинной фазы. Результатом перечисленных структурных и фазовых изменений керамики $CaO-ZrO_2+Al_2O_3+SiO_2$ (по мере увеличения C_{SiO_2}) является незначительное (при $0 < C_{SiO_2} < 5$ mol.%) и резкое (при $C_{SiO_2} > 5$ mol.%) уменьшение твердости. Зависимость $K_C(C_{SiO_2})$ имеет максимум при $C_{SiO_2} = 5$ mol.%. Важно отметить, что увеличение вязкости разрушения при $C_{SiO_2} = 5$ mol.% достигает 75 %.

Таким образом, подобраны оптимальные с точки зрения комплекса механических свойств соотношения концентраций компонентов циркониевой керамики с примесью корунда и диоксида кремния. Предложенные механизмы, учитывающие влияние структуры и фазового состава на механические свойства циркониевых керамик, удовлетворительно описывают экспериментально полученные зависимости твердости и вязкости разрушения керамики $CaO-ZrO_2+Al_2O_3+SiO_2$ от концентраций Al_2O_3 и SiO_2 .

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 18-29-12015 и 18-29-17047. Результаты были получены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина.

ЛИТЕРАТУРА

1. Garvie R.C., Hannink R.H.J., Pascoe R.T., «Ceramic Steel?» // Nature (London). - 1975. - V. 258. - P. 703–704.
2. Kelly P.M., Francis Rose L.R. The martensitic transformation in ceramics — its role in transformation toughening // Progress in Materials Science. - 2002. - V. 47. - P. 462–557.
3. Maji A., Choubey G., Microstructure and mechanical properties of alumina toughened zirconia (ATZ) // Materials Today: Proceedings. - 2018. - V. 5. - P. 7457–7465.
4. Дмитриевский А.А., Жигачев А.О., Жигачева Д.Г., Тюрин А.И., Структура и механические свойства композиционной керамики $CaO-ZrO_2-Al_2O_3$ при малых концентрациях корунда // Журнал технической физики. - 2019. - Т. 89, № 1. - С. 107-111.
5. Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Ефремова Н.Ю., Умрихин А.В., Стойкость фазового состава и механических свойств наноструктурированных композиционных керамик на основе $CaO-ZrO_2$ к гидротермальным воздействиям // Российские нанотехнологии. - 2019. - Т. 14, № 3–4. - С. 39–45.
6. Дмитриевский А.А., Тюрин А.И., Жигачев А.О., Гусева Д.Г., Овчинников П.Н., Влияние содержания корунда и температуры спекания на механические свойства керамических композитов $CaO-ZrO_2-Al_2O_3$ // ПЖТФ. - 2018. - Т. 44, № 4. - С. 25–33.

ВЛИЯНИЕ РАЗНЫХ СХЕМ КОМБИНИРОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИ МАРКИ М06

Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Гангало А.Н.

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

ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114

Sennikova_lf@ukr.net

Одним из развивающихся направлений современного материаловедения является создание объемных наноструктурированных материалов. Получил развитие ряд технологий по трансформации исходной крупнокристаллической структуры в ультрамелкозернистую [1]. Они основаны на создании в материале больших пластических деформаций, в результате чего формируется ультрамелкозернистая структура, позволяющая получить высокий уровень физико-механических свойств [2, 3].

Наиболее известным методом интенсивной пластической деформации является равноканальное угловое прессование (РКУП). Этот метод позволяет накапливать в материале большие степени деформации и, тем самым, способствует интенсивному измельчению зеренной структуры и формированию высоких свойств материала. Однако накопление больших значений суммарной деформации приводит к появлению деформационных повреждений в обрабатываемом материале (поры, микротрещины).

Как правило, увеличение деформационной пористости ведет к деградации физико-механических характеристик материалов [3].

Поэтому, при создании новых перспективных материалов методами интенсивной пластической деформации, актуальной задачей является разработка методик обработки металлов, обеспечивающих с одной стороны формирование ультрамелкозернистой структуры, обеспечивающей материалу высокий комплекс физико-механических свойств, а с другой стороны позволяющих внести как можно меньше деформационных повреждений в виде пор и микротрещин, ухудшающих эти свойства.

Цель настоящей работы заключалась в определении влияния различных схем комбинированной пластической деформации на физико-механические свойства меди М06 и эволюцию дефектной структуры (поры, микротрещины).

Исходным материалом для исследований служил промышленный горячепрессованный пруток меди марки М06 диаметром 50 мм, который прессовали до диаметра 20 мм. Полученные заготовки отжигали при температуре 600° С в течение 2 h.

Комбинированная пластическая деформация заключалась в последовательной обработке РКУП и одним из традиционных методов обработки (прокатка, осадка). Равноканальное угловое прессование осуществлялось при комнатной температуре с использованием контейнеров с углом пересекающихся каналов $\theta = 90^\circ$. Цилиндрические медные заготовки проходили через каналы деформирующей матрицы от 1 до 6 раз с поворотом заготовки на 180° после каждого прохода. В случае применения деформирующей матрицы с углом $\theta = 90^\circ$ разовая эквивалентная деформация за один цикл прессования составляла $e = 1$.

Применялось такое сочетание методов комбинированной обработки:

РКУП + Осадка – деформация РКУП ($\Sigma e=6$) в сочетании с осадкой в одном направлении, параллельном оси РКУП, степень деформации при осадке $\Sigma e = 1.0$;

РКУП + мультиОсадка – деформация РКУП ($\Sigma e=6$) в сочетании с осадкой в трех взаимно перпендикулярных направлениях ($\Sigma e =1.0$); РКУП + Прокатка – деформация РКУП ($\Sigma e=6$) в сочетании с прокаткой в перпендикулярном к оси РКУП направлении ($\Sigma e=1.0$).

Термическую обработку образцов проводили в лабораторной печи СНОЛ-7,2/1100.

Дефектную структуру (микропоры, микротрещины) и физико-механические свойства образцов в исходном состоянии и после деформации анализировали методами дюрOMETрических (твердомер Виккерса HV-5) и волюметрических (весы SHIMADZU) исследований.

В результате проведенных исследований влияния различных схем комбинированной пластической деформации на физико-механические свойства и деформационную пористость меди, детально были изучены закономерности изменения прочностных свойств и развитие микронесплошностей материала с увеличением степени накопленной деформации для вышеуказанных схем комбинированной обработки.

Сравнительный анализ влияния степени накопленной деформации на изменения значений твердости меди показал, что для всех схем комбинированной деформации наблюдаются одинаковые закономерности.

На первом этапе деформация РКУП приводит к увеличению твердости материала примерно в 2 раза, по сравнению с отожженным состоянием (рис.1). Далее, независимо от схемы традиционной обработки (прокатка, осадка), происходит дальнейший рост твердости на 10-15 % , по сравнению с РКУП.

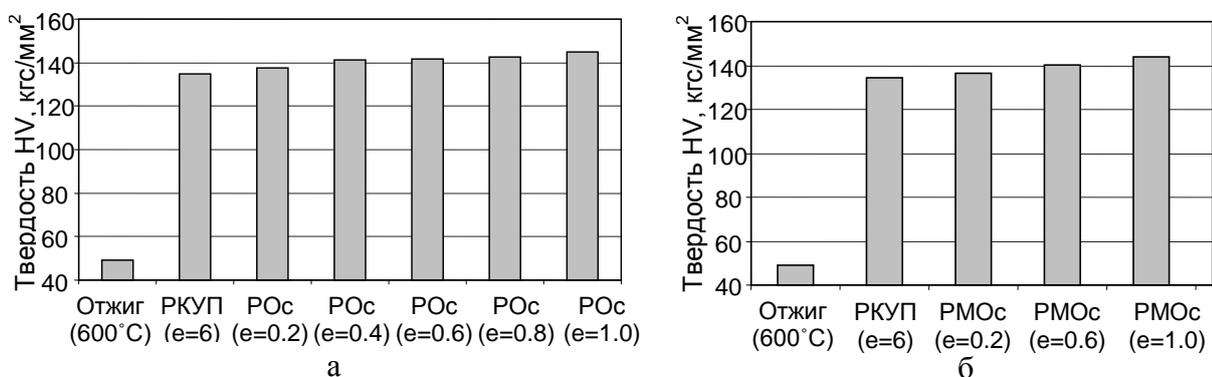


Рисунок 1 - Зависимость твердости меди от степени деформации для разных схем комбинированной обработки: а – РКУП+Осадка (POc), б – РКУП+мультиОсадка (PMOc)

Изучение влияния комбинированной обработки на деформационную пористость материала показало, что различные схемы комбинированной пластической деформации по-разному влияют на плотность материала (рис.2). Относительное разуплотнение при РКУП составляет $\Delta\rho/\rho_0=5.78 \cdot 10^{-3}$.

Дальнейшее увеличение степени деформации в случае РКУП+Осадка приводит к уменьшению относительного разуплотнения до значения $\Delta\rho/\rho_0= 3.64 \cdot 10^{-3}$, а в случае РКУП+мультиОсадка, оно составляет $\Delta\rho/\rho_0= 2.12 \cdot 10^{-3}$.

При комбинированной обработке РКУП+Прокатка относительное разуплотнение на уровне $\Delta\rho/\rho_0= 2.61 \cdot 10^{-3}$.

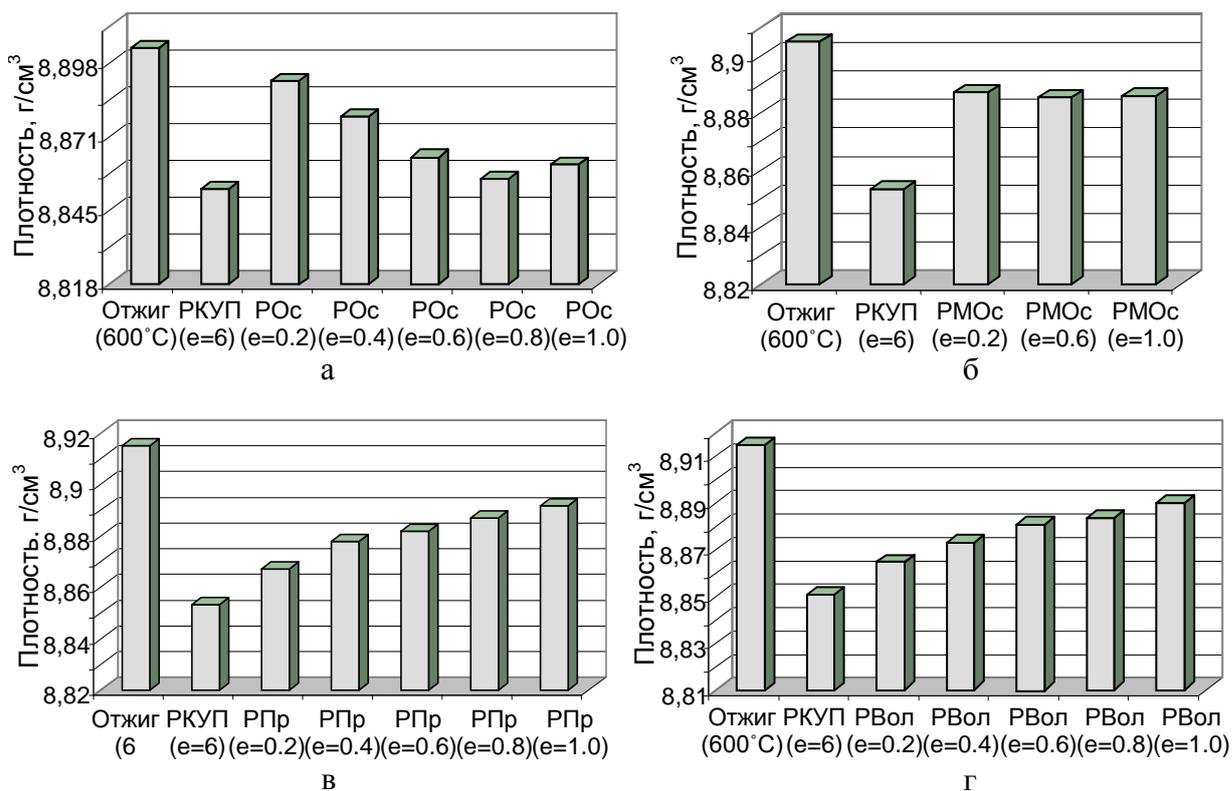


Рисунок 2 - Зависимость плотности меди от степени деформации для разных схем комбинированной обработки: а – РКУП+Осадка (РОс), б – РКУП+мультиОсадка (РМОс); в – РКУП+Прокатка (РПр), г – РКУП+Волочение (РВол)

Уменьшение деформационной пористости после всех перечисленных методов обработки, по-видимому, связано с интенсивным развитием процессов залечивания микродефектов, образованных на стадии РКУП.

Заключение

Показано, что применение комбинированной обработки, состоящей из РКУП и одного из методов традиционной обработки (осадка, прокатка), позволяет достичь более высокого комплекса физических и механических свойств материала по сравнению с традиционными технологиями.

Определено влияние дефектообразования (поры и микротрещины), вносимого при деформационной обработке, на механические и физические свойства материала.

ЛИТЕРАТУРА

1. Валиев В.З., Александров И.В.. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, (2000).
2. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, (1986).
3. Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И. Поры в твердом теле. – М.: Энергоатомиздат, (1990).

ТЕОРИЯ МАЛЫХ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ МИКРОПОЛЯРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Саркисян С.О.

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

Классическая теория упругости объясняет поведение материала под нагрузкой с помощью интегральных характеристик среды. В рамках такого подхода внутренняя структура материала не учитывается, а упруго-пластические деформации имеют только трансляционный характер [1].

В работе [2] экспериментально обнаружен факт, что деформированное состояние металлических образцов с дефектами в зоне дефекта преимущественно определяется с поворотом зерен.

В работе [3], на основе всестороннего изучения вопроса о возникновении пластической деформации, обращено внимание на следующий экспериментальный факт: элементарными носителями пластической деформации на мезоуровне являются трехмерные структурные элементы (зерна, субзерна и т.д.), движение которых характеризуется схемой сдвиг плюс поворот, в результате деформаций, в теле возникают и линейные и угловые независимые перемещения, следовательно, между такими структурами в теле возникают напряжения и моментные напряжения, которым соответствуют несимметричные тензоры.

В работе [4] предлагается вариант реологических соотношений (ориентированный на решение вопроса разрушения металлов и учитывающий вышеизложенные соображения работы [2]), основываясь на моментной теории сплошных сред со стесненным вращением, идентифицируя вращение частиц тела с поворотом зерен или субзерен.

В данной работе несимметричные тензоры напряжений и моментных напряжений в пространственном случае представляются как сумма симметричной и антисимметричной частей соответствующих тензоров, а симметричная часть тензора напряжений представляется как сумма двух тензоров: шарового тензора и девиатора напряжений.

Используя вторые инварианты полученных тензоров, составляются формулы интенсивностей обобщенных тензоров напряжений и деформаций.

Далее, при простом нагружении и активной упруго-пластической деформации, обобщаются законы А.А.Ильюшина на случай микрополярных материалов.

Основные уравнения теории малых упруго-пластических деформаций микрополярных материалов представляют собой следующая совокупность уравнений:

шесть уравнений равновесия;

шесть физических соотношений, связывающих компоненты девиатора напряжений и девиатора деформаций, причем только пять из этих уравнений являются независимыми (в качестве шестого физического уравнения следует взять закон изменения объема);

три физических уравнения, устанавливающих зависимость между разностями касательных напряжений и разностями сдвиговых деформаций;

девять (шесть+три) физических соотношений, связывающих моментные напряжения и изгиб-кручения;

восемнадцать (девять+девять) геометрических уравнений, связывающих деформации с перемещениями, а также, изгиб-кручения с независимыми поворотами;

зависимость между обобщенными интенсивностями напряжений и деформаций;

выражение для интенсивности обобщенной деформации.

Всего сорок четыре уравнения, такое же количество составляют искомые величины.

В условиях простого нагружения будем считать, что зависимость обобщенных интенсивностей напряжений и деформаций при любом напряженном состоянии подобна зависимости изгибной деформации стержня по моментной теории [5, 6] (в этом случае деформация имеет характер: сдвиг плюс вращение).

Как известно, разгрузкой всего тела называют процесс изменения внешних сил и моментов, при котором во всех областях тела, где произошла пластическая деформация, интенсивность обобщенных напряжений начинают убывать одновременно. Обобщается теорема о разгрузке в микрополярной теории пластичности, которая имеет место в классическом случае.

Отметим, что в монографии [7] подробно и систематически рассмотрены особенности механического поведения поликристаллических материалов при снижении размера зерен, проанализированы стадии деформационного упрочнения и влияние на них размерного фактора. В работе [8] построены дискретно-континуальная (стержневая) и континуально-моментная модели графена. Для континуальной моментной модели графена определены упругие постоянные и эту модель можно использовать как для нано, так и для мезо уровней описания деформаций графена.

Это означает, что учет сдвигов и независимых поворотов зерен и, в связи с этим, учет моментных напряжений, актуально при построении теорий пластических деформаций наноматериалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ильющин А.А. Пластичность. Часть первая. Упруго-пластические деформации. М.-Л.: Гостехиздат, 1948. - 376с.
2. Лихачев В.А., Вергазов А.Н., Рыбин В.В., Соломко Ю. В. Особенности фрагментированных структур в силовых молибдена, различающихся механическими свойствами //Физика металлов и материаловедение. - 1977. - Т. 43, Вып. 1. - С. 70-75.
3. Панин В.Е. Основы физической мезомеханики //Физическая мезомеханика. - 1998. - Т. 1, №1. - С. 5-22.
4. Морозов Н.Ф. Математические вопросы теории трещин. М.: Наука, 1984. - 256с.
5. Саркисян С.О. Прикладные одномерные теории балок на основе несимметричной теории упругости //Физическая мезомеханика. - 2008. - Т. 11, №5. - С. 41-54.
6. Sargsyan S.H. Effective manifestations of characteristics of strength and rigidity of micropolar elastic thin bars//Journal of materials science and engineering. - 2012. - Vol. 2, №1. - P. 98-108.
7. Глейзер А.М., Козлов Э. В., Конева Н.А. и др. Основы пластической деформации наноструктурных материалов. М.: Физматлит, 2016. - 304с.
8. Саркисян С.О. Дискретно-континуальная и континуально-моментная модели графена для деформаций в своей плоскости // Физическая мезомеханика. - 2019. - Т. 22, №5. - С. 28-33.

ТОРМОЖЕНИЕ ТРОЙНЫМИ СТЫКАМИ ПРИ ДВИЖЕНИИ ГРАНИЦ

Сурсаева В.Г., Семенов В.Н.

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

Понятие подвижности тройного стыка было введено впервые Швиндлерманом и др. [1], которые рассматривали стационарное движение зернограничной системы с тройным стыком тем самым создав прочную основу для дальнейших исследований. Успех этой работы связан с чистым термодинамическим подходом, и тройные стыки рассматриваются как изотропные и при отсутствии фазовых переходов на границах зёрен при миграции тройных стыков. Геометрия используемой зернограничной системы показана на рис.1, рис.4, рис.7 и рис.10. В ходе движения тройного стыка прямая граница будет удлиняться. Скорость образования этой границы можно интерпретировать как скорость тройного стыка, которая пропорциональна его подвижности $m_{тс}$, согласно уравнению

$$v = \sigma \cdot m_{тс} \quad (1)$$

Ниже приведены важные характеристики движения такой системы:

- (а) возможно стационарное движение всей системы;
- (б) безразмерный критерий Λ описывает тормозящее влияние тройного стыка на движение всей системы;

$$\Lambda = m_{тс} \cdot a / m_{гр} \quad (2)$$

a – ширина среднего зерна, подвижность границы $m_{гр}$, подвижность тройного стыка $m_{тс}$.

Для $\Lambda \gg 1$ стык не тормозит движение зернограничной системы. В таком случае скорость v движения всей зернограничной системы не зависит от подвижности тройного стыка и определяется зернограничной подвижностью и действующей движущей силой. Это граничная кинетика. Наоборот, для $\Lambda \ll 1$ движение системы контролируется движением тройного стыка. Стыковая кинетика.

(б) Возможен переход от стыковой кинетики к граничной при повышении температуры изотермического отжига, и наоборот. Для каждого тройного стыка существует своя температура перехода от стыковой кинетики к граничной.

Экспериментальная часть.

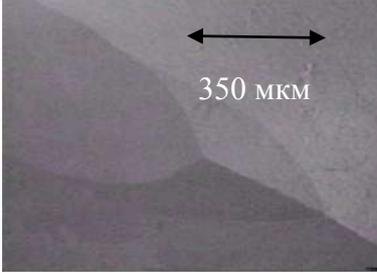
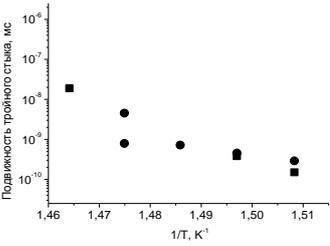
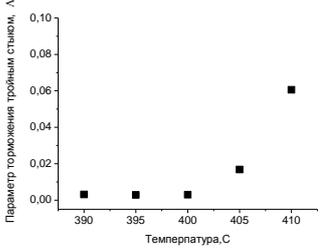
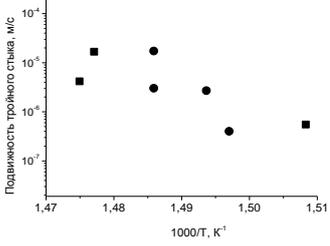
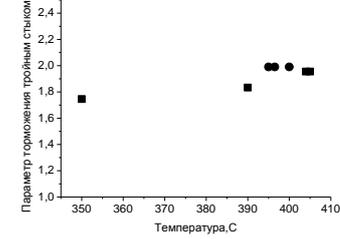
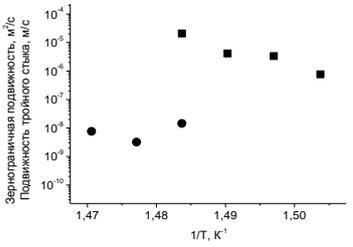
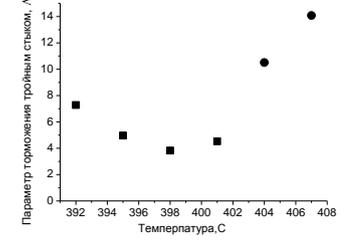
Эксперименты были проведены на плоских трикристаллах с зернограничной геометрией как показано на рис.1, рис.4 и рис.7, рис.10. Трикристаллы были получены из цинка высокой чистоты 99.999 ат.% методом направленной кристаллизации в атмосфере высокочистого аргона. Разработанные нами методики получения и исследования миграции тройных стыков подробно описаны в работе [1].

Результаты.

Наши наблюдения показали, что в ходе эксперимента:

1. Возможна идеальная форма тройного стыка с гладко искривлёнными движущимися границами, как показано на рис.1, рис.4, рис.7. Для каждого из стыков приведены температурные зависимости зернограничной подвижности на рис.2, рис.5, рис.8 и температурные зависимости параметров тормозящего фактора Λ на рис.3, рис.6, рис.9.

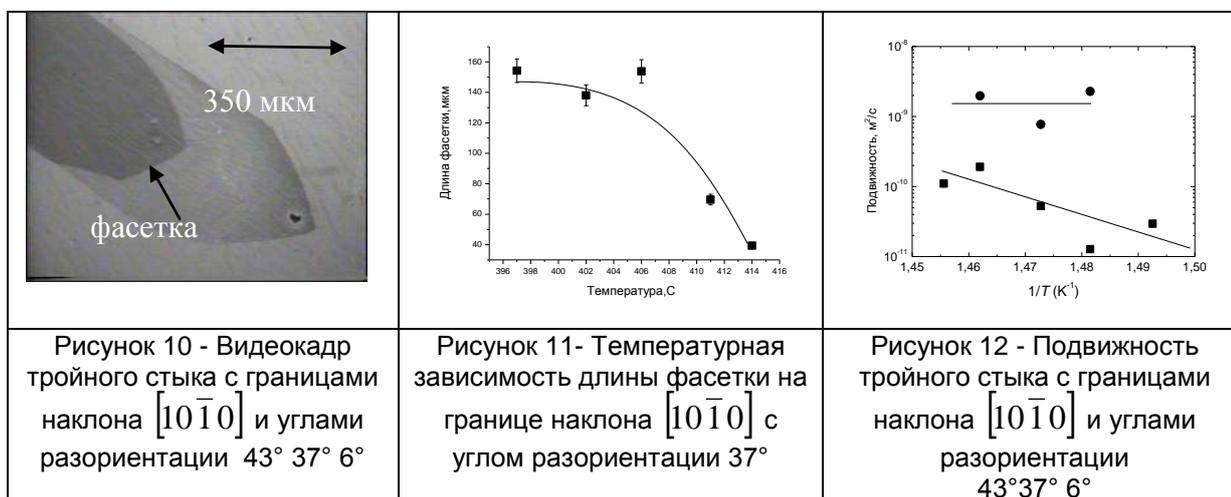
2. Мы наблюдали, что тройной стык с большеугловыми границами наклона $[10\bar{1}0]$ может перемещаться по стыковой кинетике, как показано на рис.5-6. Параметр торможения меньше значения 2. Значения подвижности при стыковой кинетике $10^{-4} \div 10^{-7}$ м/с. Тройной стык с малоугловыми границами наклона $[10\bar{1}0]$ демонстрирует движение по стыковой кинетике, по граничной и переход от стыковой к граничной кинетике, рис.8-9. Параметр торможения при стыковой кинетике меньше значения 8°, а при граничной больше 14. Значения подвижности при стыковой кинетике $10^{-4} \div 10^{-7}$ м/с, а при граничной $10^{-8} \div 10^{-9}$ м²/с

		
<p>Рисунок 1 - Видеоквадр тройного стыка с границами наклона $[11\bar{2}0]$ и углами разориентации $30^\circ 30^\circ 60^\circ$</p>	<p>Рисунок 2 - Подвижность тройного стыка с границами наклона $[11\bar{2}0]$ и углами разориентации $30^\circ 30^\circ 60^\circ$</p>	<p>Рисунок 3 - Параметр торможения тройным стыком с границами наклона $[11\bar{2}0]$ и углами разориентации $30^\circ 30^\circ 60^\circ$</p>
		
<p>Рисунок 4 - Видеоквадр тройного стыка с границами наклона $[10\bar{1}0]$ и углами разориентации $25^\circ 23^\circ 48^\circ$</p>	<p>Рисунок 5 - Подвижность тройного стыка с границами наклона $[10\bar{1}0]$ и углами разориентации $25^\circ 23^\circ 48^\circ$</p>	<p>Рисунок 6 - Параметр торможения тройным стыком с границами наклона $[10\bar{1}0]$ и углами разориентации $25^\circ 23^\circ 48^\circ$</p>
		
<p>Рисунок 7 - Видеоквадр тройного стыка с границами наклона $[10\bar{1}0]$ и углами разориентации $14^\circ 16^\circ 30^\circ$</p>	<p>Рисунок 8 - Подвижность тройного стыка с границами наклона $[10\bar{1}0]$ и углами разориентации $14^\circ 16^\circ 30^\circ$</p>	<p>Рисунок 9 - Параметр торможения тройным стыком с границами наклона $[10\bar{1}0]$ и углами разориентации $14^\circ 16^\circ 30^\circ$</p>

3. Мы наблюдали, что тройной стык с большеугловыми границами наклона $[11\bar{2}0]$ перемещается по стыковой кинетике, как показано на рис.2-3 параметр торможения меньше значения 0.1. Значения подвижности при стыковой кинетике $10^{-7} \div 10^{-10}$ м/с

4. Для некоторых тройных стыков форма движущегося тройного стыка может отличаться от предсказанного теорией для случая одинаковых искривленных границ. Это может быть вызвано зернограничным фазовым переходом фасетирования-дефасетирования. Образование фасеток на движущейся границе определяется как равновесными (энергетическими факторами), так и неравновесными (кинетическими) факторами. Образование равновесных фасеток диктуется зависимостью поверхностной энергией от ориентации, в то время как образование неравновесных

фасеток вызвано анизотропией скорости движения границ. Фасетки замедляют движение границ, так как ограничены с обеих сторон зернограницными рёбрами, которые, как и тройные стыки, тормозят движение границ [2]. Видеокادر на рис. 10 представляет типичную форму тройного стыка ТС с фасеткой на границе наклона $[10\bar{1}0]$ с углом разориентации 37° из *in-situ* экспериментов при отжиге тройных стыков (границы наклона $[10\bar{1}0]$ с углами разориентации 43° 37° 6°) в высокотемпературной ячейке к оптическому микроскопу и с использованием поляризованного света. На рис.11 показана температурная зависимость длины фасетки. Длина фасетки постепенно сокращается с увеличением температуры. При подходе к температуре 415°C фасетка полностью исчезает. Это значит, что происходит переход дефасетирования. При охлаждении образца, фасетка появляется снова ниже 400°C . Этот факт указывает на то, что имеется гистерезис длины фасетки по температуре 15°C . Гистерезис как правило наблюдается при фазовых переходах. Мы наблюдаем его проявление и на температурной зависимости подвижности. При нагреве (■) тройной стык перемещается с фасеткой. При 415°C фасетка исчезает и подвижность возрастает на порядок. При охлаждении (●) тройной стык перемещается без фасетки. Гистерезис подвижности в пределах одного порядка.



Выводы.

1. Кинетические свойства одиночных тройных стыков зависят от типа границ зерен его составляющих, $[11\bar{2}0]$ или $[10\bar{1}0]$. Разница в подвижности при стыковой кинетике может составлять три порядка, а разница в значении параметра торможения два порядка. Это означает, что тройные стыки с большеугловыми границами системы $[11\bar{2}0]$ менее подвижны, чем стыки системы $[10\bar{1}0]$.
2. В ходе стыковой кинетики движения тройного стыка не наблюдается гистерезиса подвижности. Это объясняется тем, что движение лимитируется достройкой нарастающей границы, на которой формируется структура, соответствующая равновесному состоянию при данной температуре.
3. При высоких температурах наблюдается движение по граничной кинетике. При зернограницном фазовом переходе фасетирования-дефасетирования на границах тройного стыка наблюдается гистерезис подвижности.

Работа выполнена в рамках госзаказа и при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 19-03-00168).

ЛИТЕРАТУРА

1. U.Czubayko, V.G.Sursaeva., G.Gottstein, L.S.Shvinderman. Influence of Triple Junctions on Grain Boundary Motion. Acta mater. Vol.46, No 4, 1998, pp.5863-5871.

КОМБИНИРОВАННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ АВИАЦИОННОЙ И МОРСКОЙ ТЕХНИКИ

Марков М.А.

НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,
Санкт-Петербург, Россия, barca0688@mail.ru

Введение

Существующие технологические подходы изготовления алюмооксидных керамических материалов основаны на прессовании и спекании смеси керамических порошков в монолитное изделие, однако такой процесс, с учетом стоимости исходных материалов, является дорогостоящим. [1,2]. Более рациональным и экономичным подходом выглядит использование защитных керамических покрытий на металлических изделиях.

Цель работы – исследование формирования износостойких и коррозионностойких керамических покрытий на алюминиевых сплавах за счет комплексного использования методов низкотемпературного гетерофазного переноса, микродугового оксидирования, магнетронного распыления, оценка трибологических и антикоррозионных свойств полученных покрытий.

Объект и методика исследований

Для получения покрытий в качестве основы использовали образцы размером 50x20x3 мм, изготовленные из алюминиевых сплавов АМг2, АК7ч, А5 (технически «чистый» алюминий).

Для проведения «холодного» газодинамического напыления (ХГДН) был использован алюминиевый порошок марки А-80-13 с добавлением 40 % масс. порошка корунда (технологическая добавка) марки 25А зернистостью F360.

Порошок измельчали и просеивали с целью выделения необходимой для напыления фракции 10-60 мкм.

Холодное газодинамическое напыление осуществляли на установке «Димет-403» [3-6].

После нанесения покрытия ХГДН и соответствующей механической обработки, проводили микродуговое оксидирование (МДО). При пропускании тока большой плотности через границу раздела металл-электролит создаются условия, когда на поверхности металла возникают микроплазменные разряды с высокими локальными температурами. Результатом действия разрядов в условиях интенсивного теплоотвода в электролит является формирование тонкослойного оксидно-керамического покрытия [7]. МДО осуществляли на установке ИПТ-1000.

В качестве рабочего раствора при МДО использовали электролит силикатно-щелочной, состав: гидроксид калия – 2 г/л; жидкое стекло – 8 г/л, остальное – вода. Продолжительность МДО составляла 1,5 час в анодно-катодном режиме при плотности переменного тока 13-15 А/дм². Магнетронное распыление осуществляли на установке «Магна ТМ5».

Дисперсность порошковых материалов измерялась методом лазерного дифракционного анализа с помощью прибора Malvern Mastersizer 2000.

Морфологию и элементный состав частиц порошков и покрытий исследовали методами сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа на исследовательском комплексе «TESCAN Vega».

Фазовый состав покрытий изучали на рентгеновском дифрактометре «D8 Advance» фирмы Bruker (Германия).

Для оценки износостойкости покрытий использовали машину трения «МТУ-1» по схеме «вращающиеся пальчики из стали 18ХГТ – неподвижный диск с покрытием». Площадь контакта составляла 1,5 см², продолжительность испытаний – 20 часов, нагрузка – 1,5 МПа при частоте вращения 580 мин⁻¹.

Коррозионные испытания образцов с покрытиями на алюминиевых сплавах проводили в водном 5%-ном растворе гидроксида натрия.

Коррозионные испытания образцов с покрытиями на стали проводили в соответствии с ГОСТ 9.308-85 в 5%-ном растворе хлорида натрия (соляной туман).

Результаты исследований

На поверхности алюминиевых образцов порошковым материалом А-80-13 были сформированы алюминиевые покрытия толщиной $h = 200$ мкм. Упрочнение поверхности микродуговым оксидированием в силикатно-щелочном электролите привело к формированию внешнего композиционного керамического слоя, при этом толщина переходного алюминиевого слоя к основе составила $h \approx 70$ мкм. Фазовый состав оксидно-керамического слоя представлен основной тугоплавкой и термически стойкой фазой муллита сложного стехиометрического состава, обладающего некоторой пластичностью, по сравнению с оксидом алюминия, а также незначительным содержанием α -, η - Al_2O_3 и аморфной фазы SiO_2 . Вероятно, поэтому на поверхности образцов образовался рыхлый технологический слой [8].

На рис. 1 показаны результаты износа покрытий и образцов-свидетелей в ходе трибологических испытаний. В табл.1 приведены данные по скорости изнашивания сравниваемых пар трения.

Установлено, что износостойкость упрочненных МДО алюминиевых покрытий, сформированных «холодным» газодинамическим напылением, примерно в 3,1...3,3 раза выше износостойкости не упрочненных покрытий и в 2,2...2,5 раза выше износостойкости алюминиевого сплава АК7ч, принятого за эталон сравнения [9, 10]. Следует отметить, что износостойкость упрочненных МДО алюминиевых покрытий несколько ниже износостойкости оксидно-керамических покрытий, полученных на алюминиевых сплавах.

Таблица 1 – Оценка скорости изнашивания пар трения

Испытываемый материал	Скорость изнашивания пары трения, г/ч
АК7ч+МДО	0,0119
АК7ч	0,0297
АМг2+МДО	0,0089
Покрытие ХГДН	0,0403
Покрытие ХГДН+МДО	0,0141

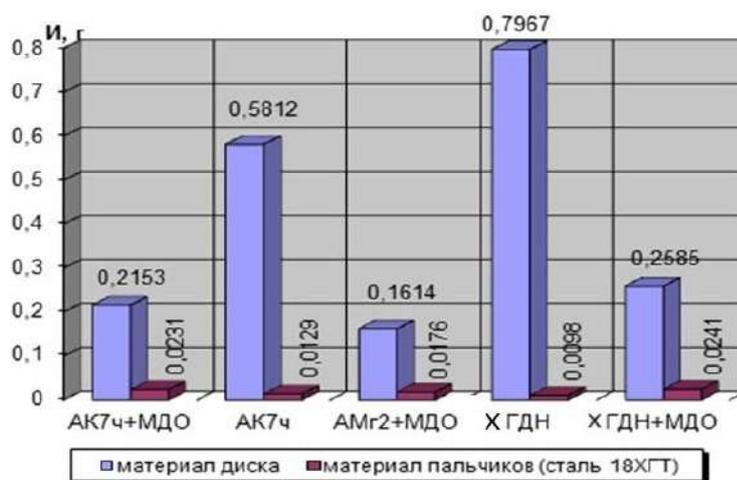


Рисунок 1 – Результаты испытаний пар трения «диск - пальчики»

Далее, на основе анализа работ [11, 12] были рассмотрены технологические аспекты возможности получения тонких фторопластовых пленок на МДО-покрытиях методом магнетронного распыления. В ходе предварительных экспериментов пленки формировали на плоских полированных кремниевых пластинах, с последующим напылением титанового покрытия.

На рисунке 2 приведены результаты коррозионных испытаний «технически чистого» алюминия А5 без покрытия, а так же с композиционными защитными покрытиями. В щелочной среде наблюдается интенсивное растворение алюминия. Наличие МДО-покрытия существенно тормозит развитие коррозии. Можно предположить, что взаимодействие щелочи с алюминием осуществляется через поровые каналы оксидного слоя. Результатом становится медленное вытравливание алюминия и нарушение адгезионной границы ХГДН-МДО, вследствие чего через 3 часа коррозионных испытаний происходит расслоение и разрушение оксидно-керамического покрытия. Наилучшие результаты демонстрирует МДО-покрытие с пленкой фторопласта, который заполняет открытые поры оксидных слоев и уменьшает зону взаимодействия алюминия со щелочью.

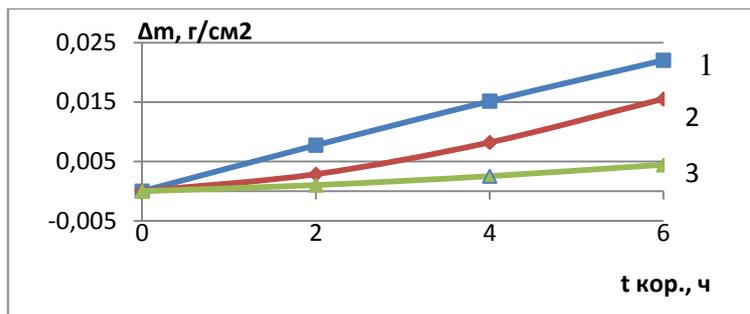


Рисунок 2 – Зависимость потери массы образцов алюминиевого сплава А5 от продолжительности коррозионных испытаний в щелочной среде:
1 – без покрытия; 2 –ХГДН и МДО; 3 – ХГДН, МДО и фторопластовая пленка

Сравнительные коррозионные испытания коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т с МДО-покрытием и без него, рисунок 3, показали, что скорость коррозии образцов с МДО-покрытиями составляет около 170 г/м²*год, а коррозионностойкой стали около 250 г/м²*год.

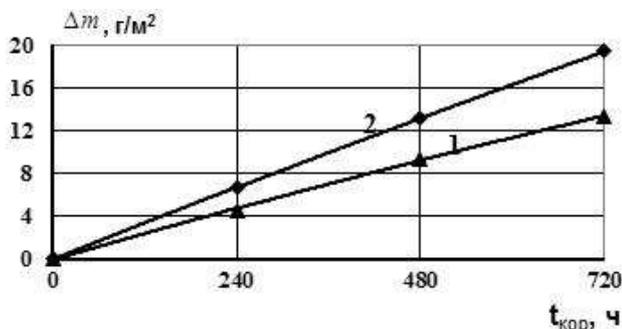


Рисунок 3 – Зависимость потери массы образцов коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т от продолжительности коррозионных испытаний в «соляном тумане»:
1 – ХГДН+МДО; 2 – без покрытия

Выводы

1. Износостойкость упрочненных микродуговым оксидированием алюминиевых покрытий, сформированных «холодным» газодинамическим напылением, примерно в 3,1...3,3 раза выше износостойкости не упрочненных покрытий и в 2,2...2,5 раз выше износостойкости алюминиевых сплавов.
2. Микродуговая обработка алюминиевых покрытий, сформированных «холодным» газодинамическим напылением, приводит к повышению антикоррозионных свойств алюминиевых сплавов в щелочной среде. Дополнительная коррозионная защита обеспечивается формированием пленки фторопласта толщиной h=1 мкм методом магнетронного распыления на поверхности оксидно-керамического покрытия. Использование подобных покрытий также увеличивает антикоррозионные свойства коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда по направлению «Проведение инициативных исследований молодыми учеными Президентской программы исследовательских проектов, реализуемых ведущими учеными, в том числе молодыми учеными» (проект № 18-73-00025).

ЛИТЕРАТУРА

1. Солнцев Ю.П. Материаловедение / Солнцев Ю.П., Пряхин Е.И., Войткун Ф. / М. Изд. МИСИС. – 1999. - 600 с.
2. Гаршин А.П. Керамика для машиностроения / Гаршин А.П., Гропянов В.М., Зайцев Г.П., Семенов С.С. // М.: Научтехлитиздат, 2003. — 384 с.
3. Алхимов А. П. Холодное газодинамическое напыление / Алхимов А. П., Клинков С. В., Косарев В. Ф., Фомин В. М. // Новосибирск: Физматлит, 2010. - 536 с.
4. Аввакумов М. Е. Надежность и качество покрытия при использовании метода «холодного» газодинамического напыления / Аввакумов М. Е., Руфицкий М. В. // Труды Международного симпозиума «Надежность и качество». - 2013. - Т. 2.
5. Алхимов А.П. Метод «холодного» газодинамического напыления / Алхимов А.П., Косарев В.Ф., Папырин А.Н. // ДАН СССР. – 1990. -Т.315. - С. 1062-1065.
6. Геращенко Д. А. Исследование температуры потока в процессе холодного газодинамического напыления функциональных покрытий / Геращенко Д. А., Васильев А. Ф., Фармаковский Б. В., Машек А. Ч. // Вопросы материаловедения. – 2014. – №1(77). – С. 87–97
7. Новиков А.Н. Восстановление и упрочнение деталей из алюминиевых сплавов микродуговым оксидированием / Новиков А.Н., Батищев А.Н., Кузнецов Ю.А., Коломейченко А.В. // Орел: Изд-во Орел ГАУ, 2001. - 99 с.
8. Кузнецов Ю.А. Особенности механической обработки оксидно-керамических покрытий, полученных плазменно-электролитическим оксидированием / Кузнецов Ю.А., Кравченко И.Н., Гончаренко В.В. Глинский М.А. // Технология металлов. - 2017. - № 10. - С. 18-24.
9. Кузнецов Ю.А. Моделирование изнашивания МДО-покрытий / Кузнецов Ю.А., Гончаренко В.В., Ферябков А.В. // Техника и оборудование для села. - 2015. - №9. - С. 40-44.
10. Кузнецов Ю. А. Исследование адгезионной прочности покрытий, полученных комбинированным способом / Кузнецов Ю. А. // Механизация и электрификация сельского хозяйства. - 2005. - № 7.— С. 32-33.
11. Dhananjay S. Bodas Deposition of PTFE thin films by RF plasma sputtering on silicon substrates / Dhananjay S. Bodas, A.B. Mandale, S.A. Gangal // Applied Surface Science Volume 245, Issues 1–4. - 30 May 2005. - P. 202-207.
12. Grytsenko K.P., Protective applications of vacuum-deposited perfluoropolymer films / Grytsenko K.P., Kolomzarov Y.V., Belyaev O.E., S. Schrader // Semiconductor Physics, Quantum Electronics & Optoelectronics. - 2016. - V. 19, N 2. - P. 139-148.

**ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ КОМПЛЕКС ПОЛУЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ ДИАМЕТРОМ
0,1 – 3,0 ММ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА**

**Андреев В.А.^{1,2}, Юсупов В.С.¹, Перкас М.М.¹, Карелин Р.Д.^{1,3}, Лайшева Н.В.¹,
Бондарева С.А.³**

¹Институт металлургии и материаловедения РАН, Москва, Россия

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

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

andreev.icmateks@gmail.com

Технология производства проволоки из сплавов с памятью формы на основе никелида титана в России изначально ориентировалась на «титановые» технологии. Это было исторически связано с промышленным получением этих сплавов на базе предприятий и институтов авиационной отрасли (ВИЛС, ВИАМ).

Никелид титана марки ТН-1 по своим механическим свойствам сопоставим с титановыми сплавами (марок ВТ6, ВТ16 и др.), поэтому частичное использование технологии получения титановых полуфабрикатов было вполне оправданным. Дальнейшее развитие производства ТН-1 привело к использованию оборудования применяемого для получения полуфабрикатов из молибдена и вольфрама, т.к. ТН-1, в отличие от большинства титановых сплавов допускает нагрев в атмосфере под деформацию.

В данной работе рассматриваются комбинированные технологии производства проволоки диаметром 0,1–3,0 мм с использованием цепного волочильного стана (усилием 150 кН), однократных волочильных станов МВ–3000, 195СС, 194СС, однократного вертикального волочильного стана (диаметр барабана 650 мм), шестикратного волочильного стана 119СС и восьмикратного волочильного стана VIII/8. Данные технологические цепочки применялись и исследовались в разные периоды на производственных базах Промышленного центра МАТЭК-СПФ, ИМЕТ РАН, ОзТМ и ТС.

Одним из этапов получения проволочных полуфабрикатов и изделий из сплавов с памятью формы на основе никелида титана различных составов является волочение на цепных волочильных станах различных усилий. Исходной для такого волочения является прутковая заготовка диаметром 3,0 - 6,0 мм.

Прутковую заготовку получали методом горячей ротационнойковки на ротационно-ковочных машинах (РКМ) различных усилий от 800 кН (РКМ 2129) до 200 кН (РКМ 2123) (рис. 1 и 2).



Рисунок 1 - РКМ 2129



Рисунок 2 - РКМ 2123

В дальнейшем в зависимости от возможности производства прутковая заготовка из отрезков диаметром 4,0 – 6,0 мм поступает на цепной волочильный стан (усилием 150 кН) (рис. 3).

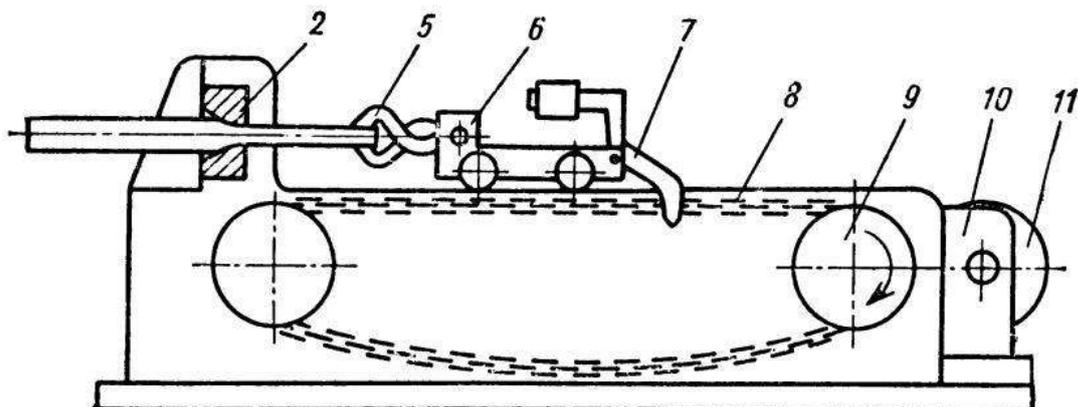


Рисунок 3 - Принципиальная схема цепного волочильного стана. 2 – волока; 5 – клещи; 6 – каретка; 7 – тяговый крюк; 8 – пластинчатая цепь; 9 – звёздочка; 10 – редуктор; 11 – электромотор

Возможно также использование вертикального барабанного волочильного стана (диаметр барабана 650 мм) при волочении прутковой заготовки диаметром 2.5 – 3.5 мм в бухтах (рис. 4).

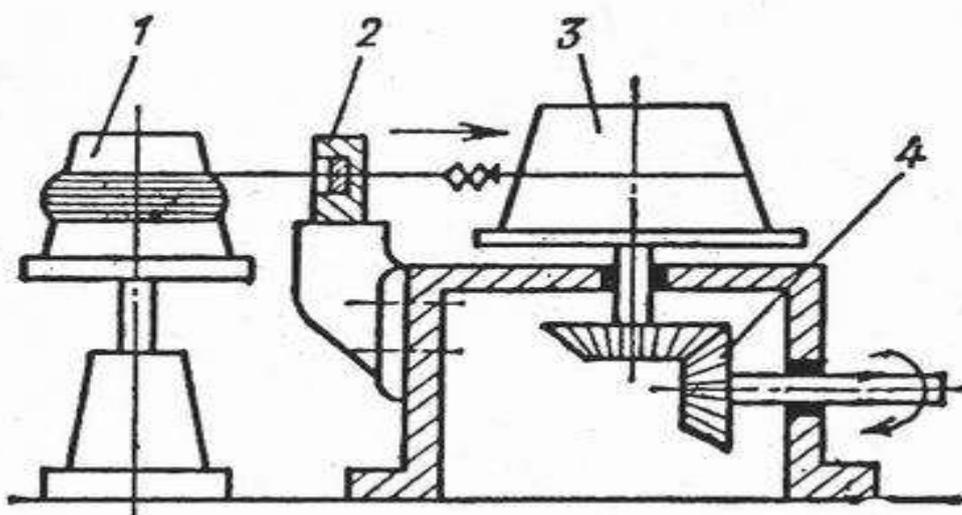


Рисунок 4 - Принципиальная схема барабанного волочильного стана с вертикальной осью. 1 – вертушка; 2 – волока; 3 – барабан; 4 – редуктор и зубчатая передача

Оба волочильных стана позволяют при отработанной технологии получить проволоку диаметром до 1,0 мм. Волочение ведётся в холодную с сухой смазкой и требует промежуточных отжигов. Данная технология применяется, как для титановых сплавов, так и для вольфрама, молибдена. Использовалась на начальных этапах для никелида титана.

В настоящее время проволоку ТН-1 диаметром 1,0 – 2,5 мм получают (Промышленный центр МАТЭК-СПФ, ИМЕТ РАН) на однократном стане 195СС (рис. 5) и диаметром 0,5 – 1,0 мм на однократном стане 194СС. Станы однотипные и отличаются незначительно размерами и мощностью.

Дальнейшее волочение до диаметров 0.1 – 0,5 мм производится на шестикратном стане 119СС (рис. 6).



Рисунок 5 - Волочильный стан 199СС

Рисунок 6 - Волочильный стан 119СС

Стан 119СС позволяет волочить проволоку сразу через шесть фильер до минимального диаметра 0.1 мм. Скорость волочения плавно регулируется в диапазоне 0 – 80 м/с. Температура нагрева основной печи плавно регулируется в диапазоне $0 \div + 800$ °С.

По результатам исследований разработаны и применяются температурно-деформационные режимы «тёплого» волочения.

Включение в технологию производства полуфабрикатов из сплавов с памятью формы на основе никелида титана методов «теплой» пластической деформации в различных сочетаниях обеспечивает повышенные физико-механические и функциональные свойства изделий по техническим условиям ТУоп 18.4270–04–16980791–2017. «Проволока и прутки из сплавов с памятью формы марки ТН-1 с повышенными функциональными свойствами».

Работа выполнена по государственному заданию № 075-00947-20-00

ЛИТЕРАТУРА

1. Vladimir A. Andreev, Vladimir S. Yusupov, Mikhail M. Perkas, Sofya A. Bondareva, Roman D. Karelin // Technological Features of Wire with a Diameter of 0.5–2.5 mm Production from Ni –Ti-based Shape Memory Alloys // Materials Research Proceedings 9 (2018) 3-8, Shape Memory Alloys – SMA 2018, Materials Research Forum LLC, doi: <http://dx.doi.org/10.21741/9781644900017-1>.
2. Sergey Prokoshkin, Irina Khmelevskaya, Vladimir Andreev, Roman Karelin, Victor Komarov and Alibek Kazakbiev // Manufacturing of Long-Length Rods of Ultrafine-Grained Ti-Ni Shape Memory Alloys // Materials Science Forum// 1/ Vol. 918, pp 71-76/ © 2018 Trans Tech Publications, Switzerland/Online: 2018-03-20.
3. V. A. Andreev, V. S. Yusupov, M. M. Perkas, V. V. Prosvirnin, A. E. Shelest, S. D. Prokoshkin, I. Yu. Khmelevskaya, A. V. Korotitskii, S. A. Bondareva and R. D. Karelin// Mechanical and Functional Properties of Commercial Alloy TN-1 Semiproducts Fabricated by Warm Rotary Forging and ECAP// Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2017, No. 10, pp. 890–894.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИЗГИБЕ БАЛОК И ПЛАСТИН

Павилайнен Г.В., Кропачева Н.Ю.

Россия, Санкт-Петербургский госуниверситет

email: G_V_Pavilaynen@mail.ru

Современная наука о прочности и пластичности конструкций предоставляет широкие возможности для проектирования и возведения экономичных сооружений при одновременном обеспечении их высокой надежности в экстремальных условиях эксплуатации. К таким конструкциям относятся буровые платформы для шельфовой добычи углеводородов, вертолётные площадки, фермы мостов. Увеличение мощности и размеров сооружений, повышение параметров рабочих давлений и внешних воздействий, в том числе и ледовой нагрузки, существенно сказывается на критериях механической прочности. Исследования гляциологов [1, 2] фиксируют анизотропию, пластичность льда и колоссальные нагрузки, которые ледовые поля могут оказывать на сооружения буровых платформ. Эти конструкции разрабатываются с учетом эксплуатации в экстремальных температурных условиях при допустимом развитии пластических деформаций и гарантированном предотвращении хрупкого разрушения. Следовательно, из постановки задачи проектирования и строительства требуется создание всё более сложных математических моделей, учитывающих как упругую, так и пластическую анизотропию материалов.

Первую группу составляют модели, в основу которых положена зависимость механических характеристик материала от знаков возникающих напряжений или развивающихся деформаций, их называют разносопротивляющимися. При упругих деформациях такие материалы являются разномодульными [3]. Вторая группа моделей определяет напряженно-деформированное состояние материалов за пределами упругого деформирования в зависимости от непрерывных функций вида напряженного состояния [4]. Такие материалы принято называть материалами с эффектом SD (strength-different effect). Третья группа моделей рассматривает задачи упругопластического деформирования с точки зрения теории разрушения. В этих случаях пластически анизотропные материалы часто называют разнопрочными [5]. Первая и вторая группа моделей обычно объединяются под общим названием моделей деформирования пластически анизотропных материалов.

Алюминиевые, магниевые, титановые сплавы анизотропны изначально. При этом перечисленные сплавы имеют небольшую упругую анизотропию и значительную пластическую. Например, отечественный сплав Д16Т имеет различие в модулях Юнга разных направлений 10 %, а различие в пределах текучести – более 22 %. Конструкционные стали получают анизотропию в процессе технологической обработки и для них наблюдается отчетливое влияние эффекта SD. Например, для сплава А40Х различие пределов текучести при растяжении и сжатии может достигать 20-25%. [6].

Что касается причин возникновения пластической анизотропии, то следует отметить две основные - естественную и технологическую. Естественная связана с особенностями атомно-молекулярного строения металлических сплавов и определяющую роль играют состав сплавов и структура монокристалла. Такие сплавы в громадном своём большинстве разномодульны. Естественно, что свойство разномодульности переходит и в упругопластическую стадию деформирования. Вторая причина возникновения пластически анизотропных материалов - технологическая. Металлические сплавы подвергаются различным технологическим процессам: прокатке, штамповке, протяжке, вальцовке, прессовке, ковке, экструзии и др. Все эти процессы сопровождаются появлением в металлических заготовках внутренних напряжений и анизотропии механических свойств.

В предлагаемой работе с общих позиций рассматриваются задачи упругопластического изгиба пластически анизотропных балок и тонких пластин, абстрагируясь от причин, вызвавших анизотропию. Для построения математической модели изгиба вводится параметр пластической анизотропии d как отношение предела текучести при сжатии одномерного образца к пределу текучести при растяжении.

Задачи упругопластического изгиба горизонтальной и вертикальной балки, а также круглой тонкой пластины рассматриваются при различных граничных условиях и при различных нагружениях: чистом изгибе, изгибе сосредоточенной силой или распределенной нагрузкой. Материал балок и пластин, изготовленных из листового проката, обладает свойствами трансверсальной изотропии и эффектом пластической анизотропии (эффект SD). Эти аспекты, как показывают исследования авторов [7], меняют и качественно, и количественно картину процесса упругопластического изгиба.

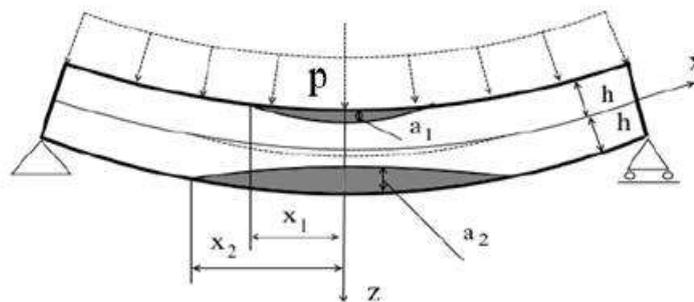


Рисунок 1 - Центральное сечение круглой пластины при изгибе

Исследование задачи изгиба для материалов, обладающих эффектом SD, затрудняется тем обстоятельством, что отсутствует симметрия в развитии пластических зон на верхней и нижней поверхностях пластины (см. рис. 1). Общая схема упругопластического изгиба балки при равномерном поперечном давлении идентична. Процесс деформирования протекает следующим образом: при возрастании распределенного давления сначала происходит упругий изгиб, затем возникает и развивается пластическая область в зоне растяжения, после этого возникает вторая область пластичности в зоне сжатия, далее обе зоны увеличиваются с ростом давления и смыкаются на центральной оси в середине балки или в центре пластины, образуя по терминологии Л. М. Качанова «пластический шарнир» [7].

Аналитическое решение функции прогиба балки строится на основе классической теории изгиба для трёх случаев напряженного состояния при $|x| \leq x_1$, при $x_1 \leq x \leq x_2$, при $x > x_2$ (см. рис. 1), а затем производится «склейка» решений из условия гладкости прогиба. На рис. 2 показана зависимость размеров пластических областей от величины давления при увеличении параметра пластической анизотропии (пунктиром показаны зависимости $x_1(p)$ и $x_2(p)$ при $d=1,1$; сплошной линией – при $d=1,3$), давление меняется от $4,05 \cdot 10^5$ Па до значения $p=6,35 \cdot 10^5$ Па .

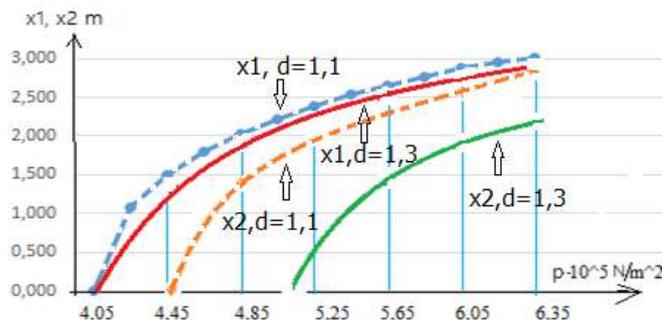


Рисунок 2 - Влияние значения параметра d на размер пластических областей

Анализ расчетов показывает, что пластические деформации сначала развиваются по длине балки быстро, а потом медленнее и проникают по толщине пластины или балки быстрее, чем развиваются вдоль горизонтальной оси. Концы

балки или контур пластины остаются упругими даже при исчерпании несущей способности и потере устойчивости. Величина параметра пластической анизотропии (эффекта SD) существенно сказывается на величине «пластического пятна» и изменении объема материала, переходящего в пластическую стадию деформирования.

Для аналитического решения в процессе расчёта изгиба необходимо построить зависимость прогиба от нагрузки в области двух пластических зон, одной пластической зоны и на упругих участках, а затем «склеить все решения» из условия гладкости прогиба [8]. Зафиксируем значение внешнего давления и определим размеры «пластических пятен» для круглой пластины и для свободно опертой балки, увеличивая параметр пластической анизотропии. Рассмотрим результаты расчета для пластины единичного радиуса и глубины 0,2 м. К примеру, при значении гидростатического давления, равного 35,55 МПа, имеем при $d=1$ радиус пластического пятна 0,8 м и глубину 0,06 м, а при $d=1,3$ имеем соответственно 0,575 и 0,061. Глубина проникновения практически не изменилась, а радиус пятна уменьшился на 28%. Рассмотрим аналогичную ситуацию для балки, длиной 10 м и толщиной 0,2 м. Зафиксируем давление, равное 0,5 МПа. Имеем при $d=1$ длину пластического пятна 5,78 м по 2,89 м в каждую сторону от центра балки и глубину 0,081 м, пятна одинаковые сверху и снизу балки, а при $d=1,3$ имеем соответственно 3,84 м и 5,68 м, а глубины сверху и снизу 0,031 и 0,047 соответственно. Глубина проникновения уменьшилась в среднем на 52%, а длина пятна в зоне сжатия уменьшилась на 32%. При этом в зоне растяжения длина пластического пятна практически не уменьшилась. Что касается прогиба балки, то он тоже существенно снижается при увеличении параметра пластической анизотропии. По нашим расчетам при увеличении d на 10% прогиб уменьшается на 6% [9]. Наблюдается эффект «выполаживания» прогиба при увеличении параметра пластической анизотропии. Этот факт может быть зафиксирован при точной фотосъемке и использован для косвенной диагностики упругопластического состояния опорных конструкций и для оценки запаса прочности.

Таким образом, мы констатируем существенное влияние пластической анизотропии на напряженно-деформированное состояние и несущую способность балок и пластин.

ЛИТЕРАТУРА

1. Smirnov V.N., Kovalev S.M. and other. Large-Scale Ice Crushing Experiments with Icebreaker. Proceedings of the Twenty-ninth (2019) International Ocean and Polar Engineering Conference Honolulu, Hawaii, USA, June 16-21, 2019. – pp. 792-798.
2. Смирнов В.Н., Шушлебин А.И., Ковалёв С.М., Шейкин И.Б. Методическое пособие по изучению физико-механических характеристик ледяных образований как исходных данных для расчёта ледовых нагрузок на берега, дно и морские сооружения. СПб. АНИИ. 2011, 178 с.
3. Амбарцумян С.А. Разномодульная теория упругости. М.: Наука, 1982. – 317 с.
4. Рыбакина О.Г. Критерий текучести анизотропного материала, обладающего эффектом SD. // Вестн. Ленингр. ун-та, 1982, № 14. – С.132-142.
5. Бэкоффен В. Процессы деформации. М., 1977, 288 с.
6. Dowling N. E. Mechanical Behavior of Materials. Published by Pearson Education Limited, United Kingdom, 2014. - 974 p.
7. Матвеева Е.В., Павилайнен Г.В. Учет эффекта разносопротивляемости материала при изгибе пластин. В сборнике Вторые Поляховские чтения. Всероссийская конференция по механике, избранные труды. 2000, - С. 294-304.
8. Павилайнен Г.В. К вопросу упруго-пластического деформирования конструкций. //Вестник Санкт-Петербургского университета. Математика. Механика. Астрономия. 1992. № 1, - С.67-73
9. Павилайнен Г.В., Кропачева Н.Ю. Влияние пластической анизотропии на напряженно-деформированное состояние горизонтальных балок при изгибе. // Перспективные материалы и технологии. Монография в 2-х томах. Под ред. чл.-корр. В.В. Рубаника—Витебск:УО «ВГТУ», 2019, - С.52-66, - 317 с.

ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА

Демидова Е.С.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Иванов А.М.¹, Шеляков А.В.²,
Андреев В.А.³

¹Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург,
Россия, lena-demi@yandex.ru, spbelyaev@mail.ru, resnat@mail.ru,
st033007@student.spbu.ru

²Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ»
(Московский инженерно-физический институт), Москва, Россия, alex-shel@mail.ru

³Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва,
Россия, andreev.icmateks@gmail.com

Известно, что в некоторых сплавах с памятью формы на основе TiNi возможна реализация термоупругого прямого перехода при изотермической выдержке как при температурах внутри интервала прямого перехода, так и в предмартенситной области. Существует большое количество работ, посвященных изучению особенностей этого процесса, однако природа термоупругого изотермического превращения до сих пор остается неясной. Чтобы лучше понять особенности этого процесса необходимо изучить изотермическую кинетику прямого перехода в различных сплавах на основе TiNi и выделить общие черты и особенности такого превращения, что и явилось целью настоящей работы.

В работе были использованы бинарные (Ti-Ni), трехкомпонентные (Ti-Ni-Cu, Ti-Ni-Cr) и четырехкомпонентные сплавы (Ti-Hf-Ni-Cu) с различным химическим составом. Исследование проводили с использованием дифференциальной сканирующей калориметрии по методике, разработанной авторами ранее.

Обнаружено, что изотермическое прямое превращение наблюдается только в сплавах нестехиометрического состава. В тоже время в стехиометрических сплавах (Ti₅₀Ni₅₀ и Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅) изотермическое образование мартенсита не обнаружили. Показано, что кинетика изотермического прямого перехода, имеющего место в различных сплавах, характеризуется общими чертами: изотермический переход возможен при температурах как выше M_n (температура начала прямого превращения), так и ниже; объемная доля изотермически образованного мартенсита Φ_M увеличивается со временем до некоторого значения, величина которого зависит от температуры выдержки и химического состава сплава. Установлено, что максимальное значение Φ_M немонотонно зависит от температуры выдержки и наблюдается в условиях выдержки при температуре M_n .

В исследуемых нестехиометрических сплавах существует высокая концентрация точечных дефектов замещения в решетке B2 и можно полагать, что механизм изотермического превращения связан именно с этой особенностью их строения. В предмартенситной области температур дефекты замещения препятствуют реализации заверщенного мартенситного сдвига, в результате чего происходит образование промежуточных структур сдвига. Во время изотермической выдержки вследствие ненулевой подвижности атомов может происходить локальное изменение концентрации дефектов. В результате этого, в определенной области материала концентрация дефектов уменьшается, и заверщенный мартенситный сдвиг становится возможным, т.е. происходит изотермическое образование мартенситной фазы.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (грант № 18-19-00226).

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПЕНТАГОНАЛЬНЫЕ КРИСТАЛЛЫ, ИХ ОТЛИЧИТЕЛЬНЫЕ ОСОБЕННОСТИ

Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Боргардт Т.А.

Тольяттинский государственный университет г. Тольятти, Россия,
fti@tltsu.ru

Все металлические материалы, в зависимости от структуры, свойств, поведения в температурных и силовых полях и др. делятся на классы: кристаллические, аморфные, аморфно-кристаллические, нанокристаллические и квазикристаллические. Эти материалы нашли широкое применение в науке, технике и производстве.

В последнее время появился еще один вид перспективных металлических материалов [1-3], обладающих необычной структурой и уникальными свойствами – это принципиально новые материалы в виде пленок, покрытий, слоев, порошков, массивных материалов, состоящие из пентагональных кристаллов (ПК) (рис. 1).

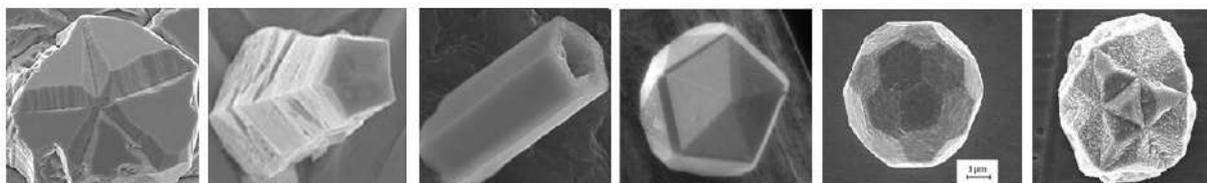


Рисунок 1 - Принципиально новые микрообъекты на основе пентагональных кристаллов

Согласно ранее существовавшему определению, кристалл – твердое вещество, обладающее гранкой и дальним порядком двух типов: трансляционным и ориентационным. Первый означает возможность построить всю кристаллическую структуру путем трансляции элементарной ячейки по трем направлениям, второй означает, что поворот кристалла вокруг определенной оси, совмещает атомы кристалла с самими собой. Согласно этому определению, в кристаллах должны существовать только поворотные оси симметрии 2-го, 3-го, 4-го и 6-го порядка. Это означает, что периодичность и дальний порядок в обычных кристаллах - это синонимы.

После того, как были открыты Д. Шехтманом в 80-х годах двадцатого века квазикристаллы [4], понятие «кристалл» было пересмотрено. Согласно новому определению, «кристалл» - это «твердое тело, дифракционная картина которого представляет собой набор резких пятен». Резкие дифракционные максимумы свидетельствуют о наличии некоторого упорядочения в расположении атомов (атомы различных участков образца, одинаково отражают пучок электронов (рис. 2).

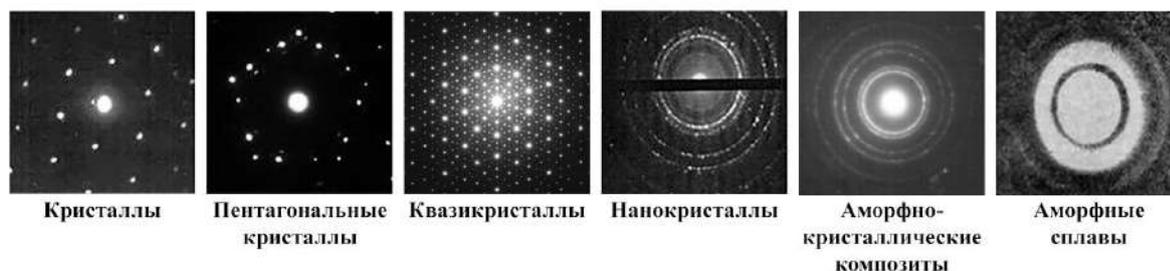


Рисунок 2 - Металлические материалы, электронограммы от них

Под это новое определение попадают как икосаэдрические квазикристаллы Шехтмана, имеющие оси симметрии пятого порядка [4], так и квазикристаллы Маккея, Бергмана, Лорда и других [5,6], обладающие симметрией 8-го, 10-го и 12-го порядков. Кроме того, под это определение попадают и разнообразные пентагональные

кристаллы (рис. 1), имеющие одну или шесть осей симметрии пятого порядка. Однако металлические пентагональные кристаллы, полученные методом электроосаждения металла, существенно отличаются от обычных кристаллов, квазикристаллов, нанокристаллов и аморфных металлических сплавов, прежде всего по структуре, свойствам и характеру электронограм (рис. 2).

В настоящее время получено и исследовано большое многообразие пентагональных кристаллов на основе металлов, имеющих ГЦК-решетку (Cu, Ni, Ag и др.) [1-3, 7-11]. Размеры этих кристаллов колеблются в пределах двух порядков, от 0,2-0,5 мкм до 20-50 мкм. Большинство этих кристаллов выращены методом электроосаждения металла из раствора электролита, они имеют разнообразную форму: плоские, нитевидные (стержни, висеры, усы), конусообразные, пирамидальные, в виде пентагональных призм и трубок, в виде совершенных декаэдрических, икосаэдрических, фуллереноподобных микрочастиц и звездчатых пентагональных многогранников (рис. 1). Все они отличаются по форме, размерам, огранке, но имеют ряд общих признаков, которые не характерны для обычных кристаллов того же состава.

Рассмотрим признаки, по которым пентагональные кристаллы (ПК) на основе, например меди, отличаются от обычных кристаллов, имеющих периодическую кристаллическую решетку. Металлические пентагональные кристаллы отличаются от обычных кристаллов:

- видом электронограмм (рис. 2). Для пентагональных кристаллов типичны электронограммы, имеющие некристаллографическую пентагональную симметрию, особенно заметную, если их снимать вдоль осей симметрии кристалла. Электронограммы от разных участков одного и того же ПК могут иметь различный вид, например, демонстрировать икосаэдрическую симметрию, ГЦК-, ГПУ-решетку или крайне искаженную кристаллическую структуру;

- наличием в ПК фрагментов, разделенных между собой двойниковыми границами (рис. 1);

- наличием в ПК частичных дисклинаций, на которых обрываются двойниковые границы [1-3, 8-11];

- анизотропией структуры и свойств, вдоль осей симметрии и других направлениях (твердость, прочность, теплопроводность, электропроводность и т.п.) [1, 2, 9];

- низкой объемной плотностью и повышенной запасенной в объеме и на поверхности свободной энергией [10, 11];

- специфической огранкой (рис.1). Они, как правило, огранены высокоэнергетичными атомными плоскостями. Например, декаэдрические частицы огранены десятью атомными плоскостями $\{111\}$, икосаэдрические частицы двадцатью, а фуллереноподобные микрочастицы [10,11] и звездчатые пентагональные кристаллы, соответственно, 32-мя и 90 атомными плоскостями типа $\{111\}$ и $\{110\}$;

- необычной, аномальной по сравнению с обычными кристаллами того же химического состава реакционной и каталитической способностью и др. [3, 8].

Пентагональные кристаллы отличаются по структуре и свойствам не только от обычных кристаллов, но и от квазикристаллов, которые так же, обладают осями симметрии пятого порядка. Прежде всего, это отличие заметно в характере электронограмм (рис. 2). Электронограммы от квазикристаллов и пентагональных кристаллов могут демонстрировать некристаллическую пентагональную симметрию, но существенно отличаться друг от друга. Яркость рефлексов на электронограммах квазикристаллов с удалением от центра (места падения электронного луча) практически не меняется, а у ПК, так же, как и у обычных кристаллов, она уменьшается.

Квазикристаллы, не имеют трансляционной периодичности, однако при делении квазикристалла на части, часть квазикристалла дает такую же дифракционную картину, как весь образец. Кроме того, квазикристаллы состоят из атомов двух и более сортов [4-6], а металлические ПК, полученные методом электроосаждения, состоят только из атомов одного сорта, например, меди (рис. 1).

Перечисленные выше отличительные особенности, позволяют утверждать, что металлические пентагональные кристаллы, полученные методом электроосаждения металла (рис. 1) можно рассматривать как особый класс перспективных металлических материалов, обладающих необычной структурой, специфической огранкой, высокой каталитической активностью и энергоемкостью, они весьма востребованны в реальном секторе экономики.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Викарчук А.А., Ясников И.С. Структурообразование в наночастицах и кристаллах с пентагональной симметрией, формирующихся при электрокристаллизации металлов: монография. - Тольятти: ТГУ, - 2006. - 206 с.
2. Викарчук А.А. Получение из пентагональных нанообъектов готовых изделий и нанопорошковых материалов // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. - 2010. - Т. 15, № 3-1. - С. 794-795.
3. Овечкина Т.А., Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М., Денисова А.Г. Особенности поведения электролитических медных порошков различных морфологических форм в температурных полях // Письма о материалах. - 2017. - Т. 7, № 2 (26). - С. 120-124.
4. Shechtman D., Blech I., Gratias D., Cahn J.W. Metallic Phase with Long-Range Orientational Order and No Translational Symmetry // Phys. Rev. Lett. - 1984. - Vol. 53, No.20. - pp. 1951-1953
5. Маккей А.Л. Обобщенная кристаллография // Физика и химия стекла. - 2017. - Т. 43, №3. - С. 251-267.
6. Лорд Э.Э., Маккей А.Л., Ранганатан С. Новая геометрия для новых материалов. / Пер. с англ. к.х.н. Л.П. Мезенцевой под ред. В.Я. Шевченко, В. Е. Дмитриенко. — М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. - 264 с. - ISBN 978-5-9221-1243-7.
7. Marks L.D., Peng L. Nanoparticle shape, thermodynamics and kinetics // Journal of Physics: Condensed Matter. - 2016. - Vol. 28. – 48 pp.
8. Gryzunova N.N., Vikarchuk A.A., Gryzunov A.M., Denisova A.G. Effect of the mechanical activation of a cathode on the structure of electrolytic copper single crystals // Russian metallurgy (Metally). - 2017. - Т. 2017, № 10. - С. 785-788.
9. Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Тюрков М.Н. Получение и исследование электролитических материалов с энергоемкой дефектной структурой и развитой поверхностью // Деформация и разрушение материалов. - 2016. - № 2. - С. 13-19.
10. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Боргардт Т.А. Эволюция икосаэдрических частиц меди в процессе их роста при электрокристаллизации // Письма о материалах. - 2019. - Т. 9, №1(33). - С. 124-129.
11. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Манохин С.С. Дисклинационные модели трансформации икосаэдрических частиц меди в процессе их роста при электрокристаллизации // Materials Physics and Mechanics. -43 (2020). - 18-29.

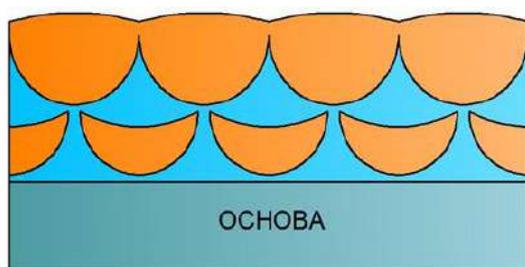
МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОН МИКРОТВЕРДОСТИ В 3D МУЛЬТИМОДАЛЬНОМ ПОКРЫТИИ, НАНЕСЕННОМ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ

Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Лапковский А.С., Пилецкая Л.И.
Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
e-mail: nilucko@tut.by

Интенсивное развитие технологий привело к практическому исчерпанию пределов упрочнения однокомпонентных материалов, что повлекло возрастание роли композиционных материалов, в том числе покрытий из них. Выяснилось, что такой вид композиционных покрытий, как мультимодальные покрытия, показывает особенно высокие физико-механические свойства [1, 2]. Модой является значение какого-либо признака (размера частиц упрочняющей фазы, величины пористости, вида материала), которое встречается наиболее часто. Если имеются два или более значений какого-то признака, имеющие одинаковую частоту повторения, то покрытие является мультимодальным.

Лазерная наплавка обеспечивает небольшие размеры напыляемых валиков, минимальное перемешивание материалов покрытия и подложки, хорошее сцепление валиков друг с другом и широкий диапазон приемлемых режимов наплавки [3]. Такие свойства лазерной наплавки обеспечивают возможность построения с ее помощью мультимодальных покрытий из послойно чередующихся валиков из разнородных материалов, которые могут быть использованы как для упрочнения, так и для восстановления поверхностей деталей [4, 5]. Получаемые покрытия при этом могут характеризоваться не только высокой износостойкостью, но и анизотропией износостойкости в разных направлениях относительно наплавленных валиков.

Авторами было построено методом лазерной порошковой наплавки 3D (двухслойное) мультимодальное покрытие из послойно чередующихся валиков из сплава на основе никеля ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01. Схема поперечного сечения этого покрытия показана на рис. 1. На рис. 2 приведена микрофотография шлифа поперечного сечения того же покрытия, отчетливо видны моды никелевого сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01. В работе изучалось распределение микротвердости по глубине и ширине поперечного сечения (параллельно основе) полученного покрытия.



ПГ-12Н-01



ПГ-19М-01

Рисунок 1 - Схема поперечного сечения 3D мультимодального покрытия

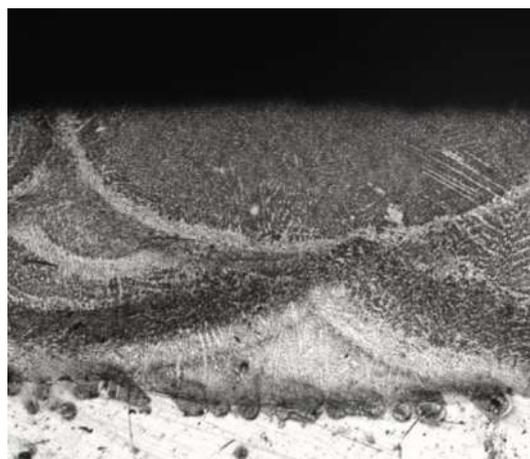


Рисунок 2 - Микрофотография шлифа поперечного сечения 3D мультимодального покрытия

Нанесение покрытия производили на лазерном технологическом комплексе, включавшем газовый CO₂-лазер непрерывного действия типа «Комета 2» мощностью 1000 Вт и координатную систему с числовым программным управлением, обеспечивавшую необходимые перемещения наплавочной головки относительно

образцов и точность перемещений. Лазерная наплавка выполнялась при различных скоростях и шагах наплавки валиков на образцы из стали 45, имевшие размеры 20x30x8 мм. Величина подачи порошка составляла 12 г/мин, порошковые материалы имели грануляцию 20-80 мкм. Мощность лазерного излучения поддерживалась во всех случаях максимальной – 1000 Вт. Измерение микротвердости осуществлялось на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 100 г, по глубине покрытия – по линиям симметрии валиков из никелевого сплава ПГ-12Н-01 и бронзы ПГ-19М-01, находящихся в первом слое покрытия с шагом 0,05 мм, и по ширине покрытия – параллельно основе с шагом 0,1 мм.

На рис. 3 представлены типичные картины распределения микротвердости по глубине 3D мультимодального покрытия в двух возможных случаях: когда в первом слое (внизу) находится мода бронзы, и когда в первом слое (внизу) находится мода никелевого сплава.

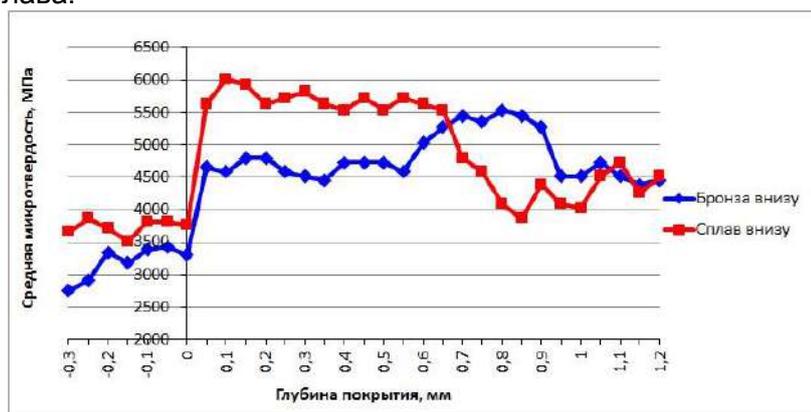


Рисунок 3 - Распределение микротвердости по глубине 3D мультимодального покрытия

При нахождении внизу моды бронзы, по глубине покрытия наблюдаются три зоны микротвердости. Сверху покрытия и ближе к основе расположены зоны с микротвердостью 4500-4700 МПа, что соответствует твердости моды бронзы. Между этими зонами расположена зона с микротвердостью 5300-5600 МПа, соответствующей твердости моды никелевого сплава. Когда внизу находится мода никелевого сплава, по глубине 3D мультимодального покрытия различаются 2 зоны микротвердости. Ближе к основе расположена зона с микротвердостью 5500-6000 МПа, соответствующей твердости моды никелевого сплава. Далее от основы расположена зона с микротвердостью 4000-4700 МПа, соответствующей моде бронзы. Достаточно резкие изменения микротвердости на границе покрытие-основа, а также на границах между модами свидетельствуют о небольшой величине переходных зон.

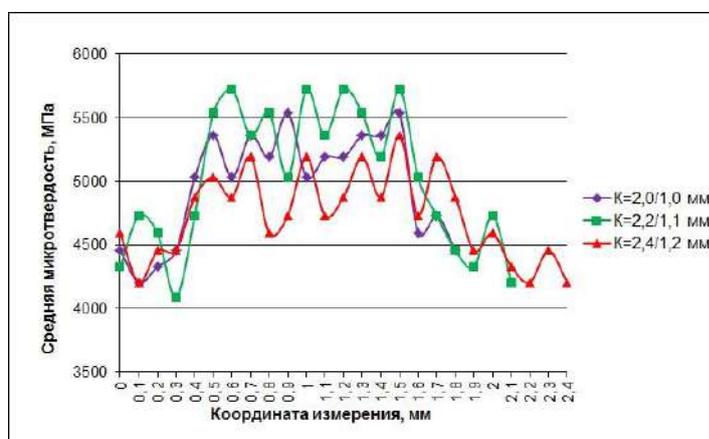


Рисунок 4 - Распределение микротвердости по ширине 3D мультимодального покрытия

На рис. 4 показаны результаты измерения микротвердости по ширине 3D мультимодального покрытия параллельно основе. Координата начальной точки измерения соответствовала примерно середине левых валиков из бронзы, координата конечной точки измерения – примерно середине правых валиков из бронзы, середина графиков – примерно середине валиков из никелевого сплава. Приведенные графики показывают, что, при всех исследованных шагах наплавки валиков – К, по ширине 3D мультимодального покрытия имеет место периодическое изменение микротвердости при переходе из мод никелевого сплава со средней микротвердостью 5400 МПа в моды бронзы со средней микротвердостью 4400 МПа, и наоборот. Как и в предыдущем случае, резкие изменения микротвердости на границах мод подтверждают небольшую протяженность переходных зон.

Таким образом, в 3D мультимодальном покрытии из никелевого сплава и бронзы можно наблюдать периодическое изменение микротвердости как по глубине покрытия, так и по ширине покрытия параллельно основе. При этом варьируя величину шагов наплавки валиков можно получать разные периоды изменения этой характеристики. В частности, возможна ситуация, когда при уменьшении шага наплавки валиков начинается перекрытие одноименных валиков. В этом случае периодическое изменение микротвердости по ширине 3D мультимодального покрытия наблюдаться не будет.

Проведенные исследования позволяют лучше понять механизм формирования 3D мультимодальных покрытий из разнородных материалов методом лазерной наплавки. В частности, описана характерная для такого рода покрытий периодичность изменения микротвердости по ширине покрытий, показано влияние шага наплавки валиков на период изменения микротвердости и, скорее всего, других свойств покрытия. Можно также предположить, что существует реальная возможность регулирования физико-механических и эксплуатационных свойств мультимодальных покрытий, построенных методом лазерной наплавки, в том числе износостойкости и коэффициента трения. Полученные данные дают возможность рекомендовать использование 3D мультимодальных покрытий из разнородных материалов на поверхностях трения для повышения износостойкости направляющих, подшипников скольжения, штоков.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ratajski, J. Mechanical properties of antiwear Cr/CrN multimodule coatings/ J. Ratajski , A. Gilewicz, P. Bartosik, L. Szparaga// Archives of Materials Science and Engineering. – 2015. – V. 75. - I. 2. – P. 35-45.
2. Gilewicz, A. The properties of multi-module and gradient coatings base on CrN/CrCN deposited on nitride 4140 steel/ A.Gilewicz, R. Olik, L. Szpraga, J. Ratajski// Problemy Eksploatacji – Maintenance Problems. – 2014. – I. 3. – P. 27-43.
3. Vilar, R. Laser cladding/ R. Vilar// Journal of laser applications. – 1999. – V. 11. – I. 2. - P. 64-79.
4. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок/ Под ред. В.Я. Панченко. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. – С.664.
5. Шишковский И.В. Лазерный синтез функционально-градиентных мезоструктур и объемных изделий. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. - С. 424.

НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПОРОШКОВОГО СЛОЯ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКЕ

¹Белявин К.Е., ²Сосновский И.А., ²Курилёнок А.А.

1. Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Республика Беларусь, dz-m@tut.by

2. Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь, sos3@tut.by

Формирование адгезионной связи между покрытием и основой осуществляется при воздействии ряда активирующих факторов, при этом одним из наиболее существенных из них является контактное давление на границе между порошком и поверхностью заготовки [1]. При центробежной наплавке [2-3] это давление зависит от напряженного состояния порошкового слоя, которое, в свою очередь, зависит от координаты, времени и геометрических параметров детали.

Рассмотрим процесс уплотнения порошкового слоя при центробежной индукционной наплавке с использованием переменных Лагранжа. Это упрощает вычисления, так как позволяет избежать интегрирования уравнений, в которые входит плотность, зависящая от координаты. При использовании же лагранжева описания движения в эти уравнения может входить только начальная плотность, которая предполагается равномерно распределенной по сечению слоя.

Поскольку уплотнение порошка в процессе центробежной наплавки происходит довольно медленно, влиянием инерционного члена в уравнениях сохранения количества движения можно пренебречь. Тогда уравнение равновесия при плоском осесимметричном деформированном состоянии (при отсутствии смещений слоя в осевом направлении) в переменных Лагранжа [4–5] принимает вид:

$$\frac{\partial \tilde{\sigma}_{rr}}{\partial r_0} + \frac{\tilde{\sigma}_{rr} - \tilde{\sigma}_{\theta\theta}}{r_0} + \rho_k \omega^2 r_0 = 0, \quad (1)$$

где $\tilde{\sigma}_{rr}$ и $\tilde{\sigma}_{\theta\theta}$ – соответственно радиальное и кольцевое напряжения в твердой фазе пористого тела, отнесенные к недеформированным площадкам; r_0 – расстояние рассматриваемого элементарного слоя от оси вращения в начальный момент времени; ω – угловая скорость вращения; ρ_k – плотность наносимого материала при отсутствии в нем пор.

Средние значения логарифмических деформаций порошкового слоя в данном случае равны:

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_{rr} &= \ln \frac{h}{h_0} \ln \left(1 + \frac{\Delta h}{h_0} \right); \\ \varepsilon_{\theta\theta} &= \ln \frac{D}{D_0} \ln \left(1 + \frac{\Delta D}{D_0} \right); \\ \varepsilon_{zz} &= 0 \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

где ε_{rr} , $\varepsilon_{\theta\theta}$ и ε_{zz} – соответственно радиальная, кольцевая и осевая деформации порошкового слоя; h_0 и h – соответственно начальное и текущее значения толщины порошкового слоя; D_0 и D – соответственно начальное и текущее значения диаметров средней окружности поперечного сечения порошкового слоя $\Delta h = h - h_0$; $\Delta D = D - D_0$.

Внешний диаметр наносимого порошкового слоя увеличиваться не может и, следовательно, $\Delta h = \Delta D$. Поскольку при нанесении покрытий центробежным припеканием, как правило, $\Delta h \ll D_0$, величина $\varepsilon_{\theta\theta}$ близка к нулю, и ее вкладом в объемную деформацию слоя можно пренебречь,

полагая $\varepsilon_{\theta\theta} \ll \frac{\varepsilon_{rr}}{3}$ и

$$\varepsilon_m \approx \frac{\varepsilon_{rr}}{3}. \quad (3)$$

Учитывая, что [6], а также соотношение (1) получим уравнение равновесия в дифференциальной форме, решая которое, используя граничное условие $\tilde{\sigma}_{rr}|_{r_0=R_{n0}}$, получим:

$$\tilde{\sigma}_{rr} = -\frac{2\rho_k \omega^2}{3\theta_0 + 4} \left[r_0^2 - R_{n0}^2 \left(\frac{R_{n0}}{r_0} \right)^{\frac{3}{2}\theta_0} \right], \quad (4)$$

где R_{n0} начальное расстояние от оси вращения до поверхности порошка.

Связь между координатой x_0 элементарного порошкового слоя в начальный момент времени и координатой x в текущий момент времени можно определить, воспользовавшись уравнением неразрывности, которое с учетом формул (2) и (3) примет вид:

$$x(x_0, t) = R_0 + (1 - \theta_0)^{\frac{1}{3}} \int_{R_0}^{x_0} (1 - \theta)^{-\frac{1}{3}} dx_0. \quad (5)$$

Анализ полученных выражений показывает, что локальная пористость (а соответственно, и локальная плотность) порошковых покрытий распределяется неравномерно по толщине. Максимальная плотность достигается вблизи основы, поскольку там действует максимальное давление, и по мере удаления от поверхности основы плотность убывает.

Преобразуя формулу (4), получим, что центробежное давление P в порошковом слое с начальной толщиной h_0 , отнесенное к площадке, находившейся в начальный момент времени на расстоянии x_0 от поверхности упрочняемой детали определятся выражением:

$$P = \frac{2(1 - \theta_0)\rho_k \omega^2 \left[(R_0 - x_0)^{\frac{3\theta_0 + 4}{2}} - (R_0 - h_0)^{\frac{3\theta_0 + 4}{2}} \right]}{(3\theta_0 + 4)(R_0 - x_0)^{\frac{3}{2}\theta_0}}. \quad (6)$$

Анализ выражений (5) и (6) показывает, что давление центробежных сил изменяется по толщине покрытия от 0 на поверхности покрытий до некоторой величины P_0 на поверхности детали, причем давление, оказываемое на элементарные материальные слои, возрастает с течением времени. Следовательно, при нанесении покрытий различной толщины на детали различного внутреннего диаметра при фиксированных остальных параметрах процесса, центробежные давления могут наиболее отличаться по величине вблизи основы. В то же время давление, температура и состояние материала вблизи основы оказывают определяющее влияние на прочность сцепления покрытий с поверхностью детали.

Таким образом, для того, чтобы получить покрытия со стабильными значениями прочности сцепления и другими физико-механическими свойствами при изменении параметров детали или покрытия необходимо соответствующим образом выбирать скорость вращения детали так, чтобы величина P_0 осталась неизменной.

Учитывая (5), величину P_0 можно определить следующим образом:

$$P_0 = \frac{2(1 - \theta_0)\rho_k \omega^2}{(3\theta_0 + 4)} \left[R_0^2 - (R_0 - h_0)^2 \left(\frac{R_0 - h_0}{R_0} \right)^{\frac{3}{2}\theta_0} \right], \quad (7)$$

Выражения (6) и (7) не всегда удобны для практических расчетов, однако, расчетные формулы, более удобные для практического использования, можно

получить, если, аналогично тому, как это уже делалось ранее, предположить, что $h_0 / R_0 \ll 1$. Тогда пренебрегая этой величиной в соотношении (7), получим:

$$P_0 = \frac{2(1-\theta_0)P_k\omega^2}{(3\theta_0+4)} [R_0^2 - (R_0 - h_0)^2]. \quad (8)$$

О непротиворечивости этих формул свидетельствует то, что при $\theta_0 = 0$ уравнение (8) определяет центробежное давление, оказываемое на внутреннюю поверхность детали слоем идеальной жидкости.

Учитывая теперь, что масса m порошка, наносимого на поверхность детали длиной L , может быть определена из выражения

$$m = (1-\theta_0)P_k\pi L [R_0^2 - (R_0 - h_0)^2], \quad (9)$$

из соотношения (8) получим:

$$P_0 = \frac{\omega^2 m}{2\pi L(3\theta_0+4)}. \quad (10)$$

Анализируя формулу (10) и учитывая, что масса порошка в процессе получения покрытий не изменяется, можно сделать вывод о том, что и величина центробежного давления вблизи основы P_0 при постоянной скорости вращения не будет существенно зависеть от времени, оставаясь приблизительно постоянной в течение всего процесса. Для расчета скорости вращения при переходе на новую деталь наиболее удобной для практического использования является формула (10), преимуществами которой являются отсутствие в ней трудно определяемых параметров и предельная простота расчета по ней.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Белявин, К.Е. Кинетика формирования контакта между порошковыми покрытиями и основой / К.Е. Белявин, И.А. Сосновский, Ю.Н. Гафо, М.А. Белоцерковский, А.А. Куриленок // Научный производственно-практический журнал «Вестник Гродзенскага дзяржаўнага ўніверсітэта імя Я. Купалы. Серыя 6. Тэхніка». – 2013. - № 2 (154). – С. 58 – 64.
2. 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.
3. Сосновский, И.А. Разработка и использование идентификационной модели в индукционной центробежной наплавке порошковых материалов / И.А. Сосновский, К.Е. Белявин, О.О. Кузнечик // Актуальные вопросы машиноведения; сб. научн. тр./ Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. – Минск, 2015. - Вып. 4. — С. 331-336.
4. Коларов, Д. Механика пластических сред / Д. Коларов, А. Балтов, Н. Бончева. – М.: Мир, 1979. – 302 с.
5. Жермен, П. Курс механики сплошных сред. Общая теория /П. Жермен. – М.: Высшая школа, 1983. – 399 с.
6. Демидов, А.П. Теория упругости /А.П. Демидов. – М.: Высшая школа, 1979. – 432 с.

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТАТИСТИЧЕСКИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК
ВЫСОКОПРОЧНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Бойко Ю.М., Марихин В.А., Мясникова Л.П.

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
г. Санкт-Петербург, Россия, yuri.boiko@mail.ioffe.ru*

Высокоориентированные волокна и нити из сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) и полиамида-6 (ПА-6), полученные по гель-технологии и из расплава, соответственно, являются перспективными материалами в силу их высоких механических характеристик. Однако наличие поверхностных микротрещин в высокоориентированном состоянии, являющееся причиной хрупкости этих материалов, приводит к существенному разбросу результатов параллельных измерений. По этой причине для определения статистически достоверного значения механической характеристики (прочности σ , деформации при разрыве ε_b или модуля упругости E) необходимо проведение большого числа измерений (несколько десятков) с целью проведения сравнительного анализа статистических распределений σ , ε_b и E не только в рамках наиболее распространенной модели Гаусса, но и в рамках модели Вейбулла, предложенной именно для хрупких материалов. В рамках последней распределение σ описывается как

$$\ln \ln [1/(1 - P_j)] = -m \cdot \ln \sigma_0 + m \cdot \ln \sigma, \quad (1)$$

где $P_j = (j - 0.5)/n$ совокупная вероятность разрушения, m – так называемый модуль Вейбулла, σ_0 – масштабный параметр (должен соответствовать среднему значению прочности σ_{av}). Уравнение (1) может быть упрощенно представлено как

$$y = a + bx, \quad (2)$$

где $y = \ln \ln [1/(1 - P_j)]$, $a = -m \cdot \ln \sigma_0$, $b = m$ и $x = \ln \sigma$. Определив m как угол наклона зависимости $\ln \ln [1/(1 - P_j)] = f(\ln \sigma)$ с помощью стандартной процедуры линейного регрессионного анализа, можно определить параметр σ_0 как $\sigma_0 = \exp(-a/m)$.

По аналогии с уравнением (1) для σ , для ε_b и E использованы уравнения (3) и (4):

$$\ln \ln [1/(1 - P_j)] = -m \cdot \ln \varepsilon_0 + m \cdot \ln \varepsilon_b, \quad (3)$$

$$\ln \ln [1/(1 - P_j)] = -m \cdot \ln E_0 + m \cdot \ln E, \quad (4)$$

где $\varepsilon_0 = \exp(-a/m)$ и $E_0 = \exp(-a/m)$ – константы.

Исследовались 5 серий высокопрочных ориентированных полимерных материалов, отличающихся широкой вариацией механических характеристик (см. табл. 1, 2 и 3) – 3 серии образцов СВМПЭ и 2 серии образцов ПА-6. 1-я и 2-я серии образцов СВМПЭ представляли собой ультраориентированные высокопрочные пленочные мононити СВМПЭ со степенью вытяжки $\lambda = 120$, полученные на лабораторной установке в ФТИ им. А.Ф. Иоффе методом многостадийной зонной вытяжки [1] ксерогелей СВМПЭ, сформованных из растворов в декалине (д.) и минеральном масле (м.). 3-я серия образцов СВМПЭ представляла собой полифиламентные волокна *Dyneema SK60*. 4-я и 5-я серии образцов представляли собой моно- и полифиламентные волокна ПА-6. Полифиламентные образцы состояли из нескольких сотен единичных волокон. Примеры проведенного анализа статистических распределений различных механических характеристик представлены на рис. 1 (ε_b , модель Вейбулла, мононити СВМПЭ с $\lambda = 120$) и рис. 2 для значений σ поли- и монофиламентов ПА-6 (а, b – модель Вейбулла, с, d – модель Гаусса). Результаты анализа статистических распределений 3-х механических характеристик

исследованных высокопрочных полимерных материалов в рамках модели Вейбулла обобщены в сводных таблицах 1, 2 и 3 (где R^2 – коэффициент детерминации).

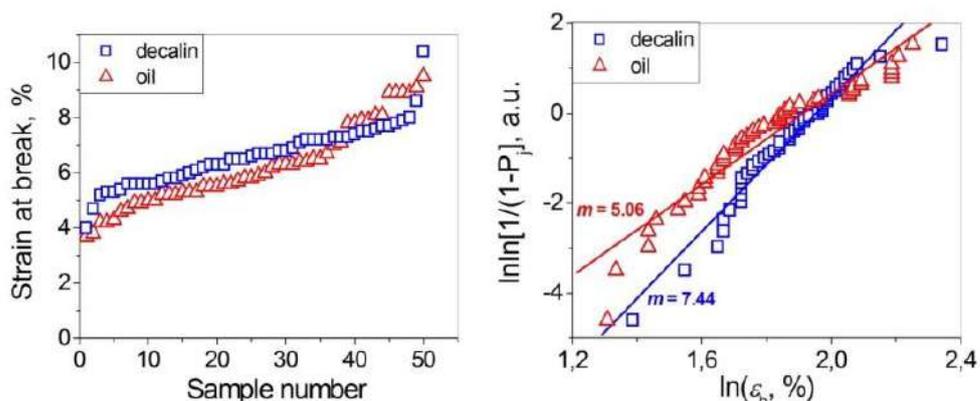


Рисунок 1 - Деформация при разрыве ϵ_b в зависимости от номера образца для мономеров СВМПЭ с $\lambda = 120$, сформованных из гелей в декалине и масле, и ее графики Вейбулла

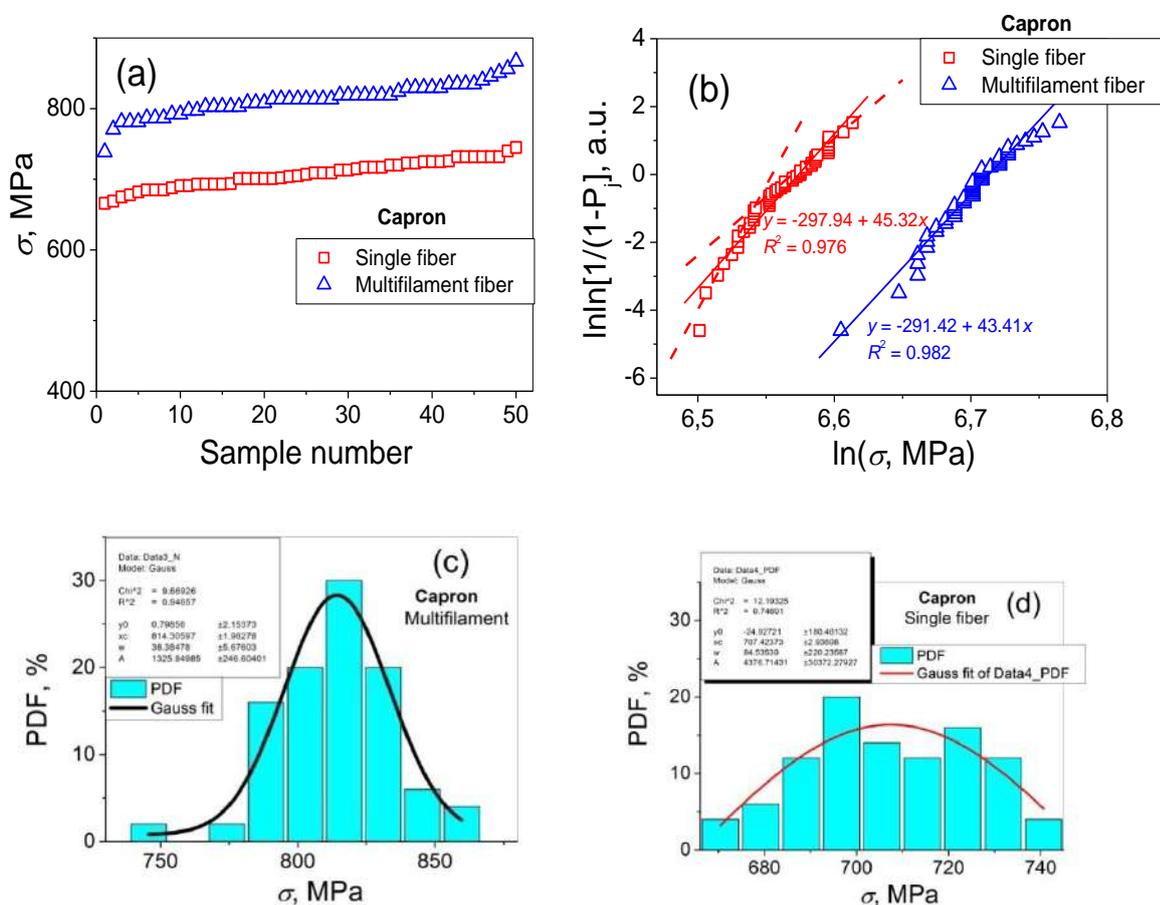


Рисунок 2 - (а) Прочность при растяжении σ для ориентированных поли- и монофиламентов полиамида-6, её распределение по Вейбуллу (b) и по Гауссу (c) и (d)

С целью выяснения механизма разрушения и особенностей критического предразрывного состояния материалов предложен новый подход к определению статистически достоверных величин ключевых механических характеристик – прочности σ , удлинения при разрыве ϵ_b и модуля упругости E – для ориентированных материалов на основе карбо- и гетероцепных полимеров. Обосновывается необходимость одновременного сравнительного анализа в рамках моделей Гаусса и Вейбулла статистических распределений значений σ , ϵ_b и E , полученных при механических испытаниях большого массива (не менее 50) идентичных образцов для каждого материала.

Таблица 1 - Результаты анализа прочности при использовании модели Вейбулла исследованных высокопрочных полимерных материалов

Материал	$y = a + bx$	R^2	m	σ_0 , ГПа	σ_{av} , ГПа	σ_0/σ_{av}
Мононить СВМПЭ (д.)	$y = -106.1 + 74.0x^*$	0.856	74.0	4.20	4.70	0.89
Мононить СВМПЭ (м.)	$y = -12.3 + 7.7x^*$	0.996	7.7	4.96	4.70	1.06
	$y = -110.4 + 76.2x^*$	0.785	76.2	4.26	4.70	0.91
Полифиламент СВМПЭ	$y = -11.5 + 7.2x^*$	0.963	7.2	4.94	4.70	1.05
	$y = -8.6 + 9.9x$	0.987	9.9	2.39	2.23	1.07
Мононить ПА-6	$y = -297.9 + 45.3x^{**}$	0.936	45.3	0.72	0.71	1.02
Полифиламент ПА-6	$y = -291.4 + 43.4x^{**}$	0.982	43.4	0.83	0.81	1.02

*Аппроксимация двумя наклонами; **анализ для σ в МПа.

Таблица 2 - Результаты анализа инженерной деформации при разрыве при использовании модели Вейбулла исследованных высокопрочных полимерных материалов

Материал	$y = a + bx$	R^2	m	ε_0 , %	ε_{av} , %	$\varepsilon_0/\varepsilon_{av}$
Мононить СВМПЭ (д.)	$y = -14.53 + 7.44x$	0.974	7.44	7.1	6.6	1.08
Мононить СВМПЭ (м.)	$y = -9.68 + 5.06x$	0.957	5.06	6.8	6.2	1.10
Мононить ПА-6	$y = -28.48 + 9.40x$	0.982	9.40	20.7	19.6	1.06
Полифиламент ПА-6	$y = -97.06 + 35.01x$	0.958	35.01	16.0	16.1	0.99

Таблица 3 - Результаты анализа модуля упругости при использовании модели Вейбулла исследованных высокопрочных полимерных материалов

Материал	$y = a + bx$	R^2	m	E_0 , ГПа	E_{av} , ГПа	E_0/E_{av}
Мононить СВМПЭ (д.)	$y = -36.25 + 7.79x$	0.987	7.79	105	99	1.06
Мононить СВМПЭ (м.)	$y = -30.43 + 6.38x$	0.968	6.38	118	109	1.08
Мононить ПА-6	$y = -44.63 + 23.39x$	0.907	23.39	6.75	6.60	1.02
Полифиламент ПА-6	$y = -29.55 + 17.24x$	0.940	17.24	5.56	5.38	1.03

Оказалось, что все изученные высокопрочные полимерные материалы проявляют признаки дуализма, и анализ большого массива данных можно проводить при использовании обоих типов распределений. Однако степень соответствия конкретных экспериментальных зависимостей ожидаемым теоретическим закономерностям зависит как от уровня достигнутых механических характеристик, так и от типа образца. Причем для любых исследованных материалов (моно- и полифиламенты с существенно различным уровнем прочностных характеристик) удается применить статистику Вейбулла. Статистика Гаусса применима в меньшей степени, в особенности для хрупкого ультраориентированного СВМПЭ.

Сформулированы рекомендации по выбору того или иного типа распределения в зависимости от основного механизма разрушения материала (хрупкое, вязкоупругое или пластичное) и типа образца (моноволокно или полифиламент). Адекватность описания получаемых экспериментальных данных в рамках различных типов статистических распределений, Вейбулла или Гаусса, позволяет судить о характере распределений и концентрациях разрушающих макротрещин в исследуемых материалах.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (коды проектов 18-29-17023мк и 19-03-00789А).

ВЛИЯНИЕ ЖЕСТКОСТИ КОНТРЕЛА НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПРИВОДА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

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

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: alekspsb@list.ru

Уникальное свойство сплавов с эффектом памяти формы (СЭПФ) восстанавливать деформацию при нагреве позволяет использовать их в качестве материала рабочего тела линейных приводов. Приводы на основе СЭПФ по сравнению с приводами на основе других физических принципов обладают значительными преимуществами: малыми размерами, простой конструкцией, бесшумным и плавным срабатыванием, высокой устойчивостью к коррозии и износу. Эти преимущества обеспечиваются высокими функциональными свойствами СЭПФ, так эти материалы могут развивать высокие усилия (свыше 300 МПа), способны возвращать до 10% деформации и обладают высокой удельной работоспособностью (до 10 Дж/м³). Конструктивно привод на основе СЭПФ состоит из двух частей: рабочего тела привода из СЭПФ и упруго контр-тела, последнее непосредственно соединяется с рабочим телом и обеспечивает многократное срабатывание привода. Известно, что при такой конструкции эксплуатационные качества привода зависят как от функциональных свойств рабочего тела из СЭПФ (температуры мартенситных превращений, величины эффектов памяти формы и недовозврата, термомеханической обработки и величины предварительной деформации), так и от жёсткости упруго контр-тела. Целью данной работы было исследование влияния метода предварительного деформирования рабочего тела, эффективной жёсткости системы и термоциклирования на величины эффекта памяти формы, реактивных напряжений и совершенной работы.

Объектом исследования выбраны цилиндрические образцы из сплава Ti₅₀Ni₅₀, которые испытывали в режиме кручения. Крутящий момент создавали грузом, прикрепленным к рычагу, перпендикулярному главной оси образца. Изменение массы груза позволяло менять эффективную жёсткость (K) системы. Для инициирования эффекта памяти формы образцы были предварительно продеформированы двумя способами. В первом случае образцы сплава TiNi предварительно деформировали до 7% при комнатной температуре в мартенситном состоянии и затем разгружали. Во втором случае, образцы нагружали при 140 °С (в аустенитном состоянии) до 62 МПа и охлаждали под постоянным напряжением через температурный интервал прямого мартенситного превращения до комнатной температуры и разгружали. Величина напряжения была выбрана такой, чтобы остаточная деформация была равной остаточной деформации после разгрузки в первом случае $\gamma_{res} = 5,1 \pm 0,2\%$. После разгрузки образцы соединяли с грузом и подвергали 10 термоциклам в интервале температур 180 ± 30 °С с различной жёсткостью, величину которой варьировали от 1,2 до 71,4 ГПа.

Показано, что если значение K превышало 6 ГПа, то с увеличением числа термоциклов величины эффекта памяти формы, максимального развиваемого напряжения и производимой работы уменьшались. В случае минимальной жёсткости K = 1,2 ГПа величины эффекта памяти формы и производимой работы увеличивались с увеличением числа термоциклов. Установлено, что измеряемые параметры нелинейно зависели от эффективной жёсткости системы. Показано, что в случае предварительного деформирования в мартенсите максимальная производимая работа

была обеспечена, если эффективная жесткость была между 10 и 30 ГПа, а в случае охлаждения под постоянным напряжением максимальная производимая работа была достигнута при 11,5 ГПа. Величины эффекта памяти формы, максимально развиваемого напряжения и производимой работы были выше после предварительной деформации путём охлаждения под постоянным напряжением, чем те же величины, полученные для образцов, которые были продеформированы в мартенситном состоянии. Однако разница в величинах, полученных для образцов предварительно продеформированных различными способами, уменьшалась с увеличением жесткости и увеличением числа термоциклов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-00106).

**РАСЧЕТ ЭНТАЛЬПИИ ОБРАЗОВАНИЯ ВАКАНСИИ В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ
РЕШЕТКЕ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ НА ОСНОВЕ ПОТЕНЦИАЛОВ МЕЖАТОМНОГО
ПАРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ**

Филиппова В.П., Блинова Е.Н., Шурыгина Н.А.

*ГНЦ РФ «Центральный научно-исследовательский институт черной
металлургии им.И.П. Бардина», Москва, Россия,
varia.filippova@yandex.ru*

В парном приближении межатомное взаимодействие представляют в виде функции $v(r)$, описывающей изменение энергии в зависимости от расстояния между центрами атомов. Полная энергия кристалла в этом случае определяется как сумма величин энергии связи всех пар атомов:

$$V(r) = \frac{1}{2} N \sum_r v(r) . \quad (1)$$

Суммирование в (1) проводится по всем векторам решетки, N - количество атомов.

В настоящей работе использовались потенциалы в форме Леннарда-Джонса для одноименных пар атомов элементов, являющихся основными легирующими компонентами или примесями, образующими твердые растворы замещения в реальных сплавах железа. Потенциал Леннарда-Джонса имеет форму, описываемую следующим выражением:

$$v(r) = 4\varepsilon \left[\left(\frac{r_0}{r} \right)^{12} - \left(\frac{r_0}{r} \right)^6 \right] , \quad (2)$$

где ε и r_0 - параметры данного потенциала; r - расстояние между центрами атомов. Кроме того, для сокращения времени счета при использовании потенциалов в компьютерных моделях необходимо вводить так называемый "радиус обрезания" (r_c), определяющий расстояние между атомами, на котором взаимодействие между ними можно считать равным нулю.

Как показано в работе [1], в общем случае расстояния между атомами в кристаллической решетке можно выразить через длины a , b , c базисных векторов и углы между ними α , β , γ следующим образом:

$$r = (a^2k^2 + b^2l^2 + c^2m^2 + 2abkl \cdot \cos\alpha + 2bcml \cdot \cos\beta + 2ackm \cdot \cos\gamma)^{1/2};$$

$$k, l, m = 0, \pm 1, \pm 2, \dots \quad (3)$$

В частности:

$$\underline{\text{ОЦК}}: r = \frac{1}{2} a(k^2 + l^2 + m^2)^{1/2}; k, l, m = 2n \text{ и } k, l, m = 2n+1, n = 0, \pm 1, \pm 2 \dots; \quad (4)$$

$$\underline{\text{ГЦК}}: r = \frac{\sqrt{2}}{2} a(k^2 + l^2 + m^2 + kl + km + lm)^{1/2}; k, l, m = 0, \pm 1, \pm 2, \dots; \quad (5)$$

На основании описанных выше соотношений полная энергия кристалла может быть представлена в виде:

$$V(a) = \frac{1}{2} N 4\varepsilon \left[\left(\frac{A_0 r_0}{a} \right)^{12} A_{12} - \left(\frac{A_0 r_0}{a} \right)^6 A_6 \right], \quad (6)$$

где A_0 - константа, соответствующая симметрии решетки; a - период решетки; A_{12} и A_6 - результаты суммирования по всем ячейкам кристалла.

Для ОЦК и ГЦК кристаллов:

$$A_{12}^{ОЦК} = \sum_{k,l,m} (k^2 + l^2 + m^2)^{-12/2}, \quad A_6^{ОЦК} = \sum_{k,l,m} (k^2 + l^2 + m^2)^{-6/2}, \quad (7)$$

$$A_{12}^{ГЦК} = \sum_{k,l,m} (k^2 + l^2 + m^2 + kl + km + lm)^{-12/2}, \quad A_6^{ГЦК} = \sum_{k,l,m} (k^2 + l^2 + m^2 + kl + km + lm)^{-6/2}, \quad (8)$$

Аналогично (7, 8) рассчитываются A_{12} и A_6 для других кристаллических структур; числа k, l, m принимают целые значения, определенные для каждого типа решетки, смотри (4) и (5).

Равновесное значение периода решетки получается из условия минимума полной энергии кристалла: $\partial V(a)/\partial a=0$. Таким образом, может быть получено первое уравнения для определения параметров потенциала парного взаимодействия:

$$a = r_0 A_0 (2A_{12}/A_6)^{1/6}, \quad (9)$$

Подставив (6) в (4) и приравняв суммарную энергию кристалла теплоте сублимации H (с обратным знаком) соответствующего чистого вещества, получим второе уравнение для определения параметров потенциала:

$$H = \frac{1}{2} N \varepsilon A_6^2 / A_{12}. \quad (10)$$

Величины H и a определяются из экспериментальных данных по свойствам чистых веществ. Из решения системы уравнений (9) и (10) относительно r_0 и ε получаются значения параметров потенциалов взаимодействия соответствующих одноименных пар атомов. Таким образом получили значения параметров r_0 и ε для потенциалов взаимодействия соответствующих одноименных пар атомов для различных элементов при отношении r_0/a соответствующем обрезанию потенциала между первой и второй координационной сферой атома в кристаллической решетке. Рассчитанные значения параметров ε , r_0 и r_0/a для пар атомов восьми элементов, использованные в настоящей работе, представлены в [1].

При определении энтальпии образования вакансии в настоящей работе реализуется квазидинамический метод построения равновесной конфигурации атомов в заданном дефекте, который заключается в следующем. Задаются первоначальные позиции атомов, исходя из строения бездефектного кристалла и аналогичного кристалла с указанным дефектом (вакансией). Затем отдельно для каждого случая оценивается значение полной энергии системы как суммы парных взаимодействий всех атомов. После этого последовательно перемещается маленькими шагами каждый атом до тех пор, пока действующая на него результирующая сила со стороны остальных не становилась равной нулю. Величина единичного перемещения определяется по законам Ньютоновской механики с учетом массы атома и действующей на него силы, компоненты которой вычисляются как производные от энергии (с обратным знаком) по соответствующим координатам. После завершения всего цикла перемещений подсчитывается значение полной энергии системы и сравнивается с предыдущим. Такие перемещения атомов осуществляют до тех пор, пока изменение полной энергии системы не приблизится к нулю (с требуемой точностью), что и соответствует равновесному состоянию. Схемы расчета перемещений и сил межатомного взаимодействия для компьютерного моделирования равновесной структуры дефекта кристалла смотрите в работе [2].

Энтальпию образования вакансии, представленную в Таблице, в настоящей работе рассчитывали как разность: $E=E_1 - E_0$, используя подход [2], где E_1 - энергия кристалла, содержащего одну вакансию; E_0 - энергия бездефектного кристалла из того же числа атомов. При этом энергию E_0 рассчитывали для бездефектного кристалла в срелаксированном состоянии из 60 атомов, а энергию E_1 определяли аналогичным способом для кристалла, состоящего из 61 атома, у которого центральный «атом» - вакансия.

Как показано в Таблице, полученные результаты расчетов для межатомных парных потенциалов в форме Леннарда-Джонса удовлетворительно согласуются с экспериментальными и теоретическими данными на основе других потенциалов [2-6].

Таблица - Энергия образования вакансии (E , кДж/моль) в чистых веществах, по данным различных экспериментов и расчетов на основе потенциалов парного взаимодействия

Элемент	Тип структуры	Расчет на основе потенциалов парного взаимодействия E , кДж/моль		Эксперимент E , кДж/моль [3, 4]
		Леннарда-Джонса из [1]	Других потенциалов [2-6]	
α -Fe	ОЦК	130	132	135÷145
Mo	ОЦК	276	-	290÷313
V	ОЦК	197	-	203
α -W	ОЦК	383	-	303÷386
Cr	ОЦК	150	-	162÷219
Cu	ГЦК	82	39÷124	95÷126
Ni	ГЦК	142	135	-
Al	ГЦК	76	38 ÷284	62÷76

Настоящая работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, в рамках гранта РФФИ № 19-08-00959.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. В.П.Филиппова, С.А.Кунавин, М.С.Пугачев. Расчет параметров потенциала Леннарда-Джонса для одноименных пар атомов по данным о свойствах твердых веществ. – Материаловедение. - 2014. - №6. - С. 3-6.
2. Dahl R.E., Beeler L.R., Bourquin R.D. Computer Simulation of extended defects in metals.-Comp.Phys. Comm. – 1971. - V.2. - p.301-321.
3. Эмсли Дж. Элементы. – Великобритания, Оксфорд, 1991. Справочник: пер. с англ., - Москва, «Мир», 1993. - 256 с.
4. Орлов А.Н., Трушин Ю.В. Энергии точечных дефектов. - М., «Энергоатомиздат», 1983. - 81 с.
5. Карькина Л.Е., Яковенкова Л.И. Моделирование атомной структуры дефектов в кристаллах. - Екатеринбург: УрО РАН; Научно-образовательная серия «Физика конденсированных сред», 2011. -Т. 5. - 463 с.
6. Дамаск А., Динс Дж. Точечные дефекты в металлах. Пер. с англ. - М., «Мир», 1966. - 291 с.

СТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В КАПЛЯХ НЕМАТИКА ПРИ ДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ

¹Рахимова У.Ч., ²Эгамов М.Х., ¹Гаюров Х.Ш.

¹Таджикский государственный университет права, бизнеса и политики, Худжанд,

²Горно-металлургический институт Таджикистана, Чкаловск,

Республика Таджикистан

e-mail: egamov62@mail.ru

Капли нематических жидких кристаллов (НЖК), капсулированных в полимерных матрицах, являются объектом тщательных исследований последних десятилетий. Особый интерес к ним обусловлен как рядом физических свойств капель, так и перспективой использования материалов на их основе в оптоэлектронике и устройствах отображения информации (дисплейной техники). Важнейшей характерной особенностью капель НЖК является то, что при отсутствии внешних ориентирующих полей равновесному состоянию соответствует неоднородное распределение директора (преимущественное ориентации длинных молекул вдоль единого направления) \mathbf{n} по направлениям, определяемое балансом анизотропной части поверхностной энергии и упругой энергии ориентационных деформаций НЖК. Если полимерная матрица способствует нормальной ориентации директора \mathbf{n} на поверхности, то в капле равновесное распределение близко к радиально-симметричному и содержит точечный топологический дефект в центре [1]. Несмотря на актуальность проблемы, характер отклика капель нематика на внешнее поле изучен мало, а результаты по зависимости пороговой напряженности E_c , вызывающей изменения строения капель, от диаметра d самих капель противоречивы [2].

В данной работе изучены зависимости напряженности приложенного электрического поля от диаметра $E_c(d)$ и возможных факторов, влияющих на ее характер, для капель НЖК с положительной анизотропией диэлектрической проницаемости $\Delta\epsilon$ и электропроводности $\Delta\sigma$, капсулированных в полимерной матрице, задающей нормальную ориентацию молекул НЖК на поверхности раздела. Данный выбор обусловлен тем, что при альтернативных граничных условиях – тангенциальных, характер $E(d)$ зависит от такого случайного фактора, как степень несферичности капель. В качестве полимерной матрицы, обеспечивающей нормальные граничные условия, был выбран поливиниловый спирт (ПВС) с показателем преломления $n_p=1,52$. Исследуемым НЖК служил 4-*n*-пентил-4'-цианобифенил $\text{CH}_3(\text{CH}_2)_4(\text{C}_6\text{H}_4)_2\text{CN}$ (5CB) с положительной анизотропией диэлектрической проницаемости $\Delta\epsilon = \epsilon_{\parallel} - \epsilon_{\perp}$ и электропроводности $\Delta\sigma = \sigma_{\parallel} - \sigma_{\perp}$ (индексы \parallel и \perp соответствуют компонентам, направленным вдоль директора и перпендикулярно ему). Температурный интервал существования мезофазы данного ЖК составляет 22 – 35°C. При комнатной температуре ($T=23^\circ\text{C}$) показатели преломления 5CB $n_{\parallel}=1,725$, $n_{\perp}=1,534$. Измеренная средняя удельная электропроводность для 5CB составила $\sigma=3 \cdot 10^{-6} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$; анизотропия диэлектрической проницаемости $\Delta\epsilon=14,2$. Исследовались капсулированные в ПВС капли 5CB диаметром от 3 до 30 мкм. Текстуры картин капель наблюдались с помощью поляризационного оптического микроскопа POLAM P-113M и регистрировались цифровой фотокамерой в геометрии скрещенных поляризаторов, а также при выключенном анализаторе.

Установили, что при отсутствии внешнего поля ($E=0$), распределение директора \mathbf{n} в капле радиально-симметрично, за исключением малой области, где диаметр капли около 1 мкм вблизи центра точечного дефекта, находящегося в центре капли [3]. Такая структура характерна не только для больших, но и для сравнительно малых капель диаметром 2-4 мкм. В таком раскладе характерно расположение ветвей погасания вдоль направлений поляризации николей, поскольку ветви погасания локализованы в

тех участках текстуры, где директор лежит в плоскости поляризации одного из поляризаторов.

Определены зависимости критических напряженностей E_c электрического поля, при котором точечный дефект восстанавливаются, от частоты поля и диаметра капле. Оказалось, что при уменьшении частоты происходит довольно резкий рост E_c , что объясняется изменением эффективного значения электрического поля, поскольку оно при низких частотах определяется соотношением удельных электропроводностей нематика и полимерной матрицы:

$$E_k = \frac{E_m \cdot 3\varepsilon_m'}{(2\varepsilon_m' + \varepsilon_k')}$$

а при высоких – соотношением диэлектрических констант. В низкочастотном пределе, $\varepsilon f / 2\sigma \leq 1$, значение E_k определяли соотношением удельных электропроводностей σ_m/σ_k ; при высоких частотах – величиной $\varepsilon_m/\varepsilon_k$. Для исследованных нами систем ПВС-НЖК систем $\sigma_m/\sigma_k = 5 \cdot 10^{-2}$, а $\varepsilon_m/\varepsilon_k = 0,3$. Следовательно, для капли с неизменным диаметром при постоянном напряжении, приложенном к электродам ячейки, значение E_k на низких частотах заметно ниже, чем при высоких.

Важным результатом данной работы явилось обнаружение немонотонного характера зависимости $E_c(d)$: для капли с малыми диаметрами значение E_c уменьшается ростом диаметра d , а для больших размеров – возрастает. В отсутствие точных решений для распределения директора в каплях НЖК, такое поведение можно понять в рамках анализа геометрии директора с учетом нетривиальности критерия перехода. Оказалось, что оно связано с особенностями структурных изменений в каплях, а именно, с формированием в экваториальной области дефектной стенки толщиной $d_c \sim 1/E$. В больших каплях ($d \geq d_e$) основные деформации директора до перехода сосредоточены именно на границе раздела фаз двух систем; вне этой области директор \mathbf{n} параллелен вектору напряженности электрического поля $\mathbf{n} \parallel \mathbf{E}$ во всем объеме капли, за исключением узких приповерхностных участков. В малых каплях ($d \leq d_e$) наоборот, деформирован весь объем капли НЖК. Отличие в геометрии перехода приводит к отличию в зависимости упругого и диэлектрического вклада в свободную энергию больших и малых капель, и, как следствие, к различному виду $E_c(d)$.

Использованная в данной работе качественная теория, позволяющая понять основные особенности поведения критического электрического поля для перехода, демонстрирует, что такие особенности не могут быть получены путем непосредственного расчета на вычислительной машине, так как такой расчет не в состоянии учесть нетривиальные условия перехода. Поэтому такой эффект, как плавный сдвиг точечного дефекта из центра капли, может быть промоделирован на компьютере, в то время как скачкообразное превращение точечного дефекта на кольцо, связанное с преодолением конечного потенциального барьера B , нельзя промоделировать, если в программу заранее не внедрять критерий перехода типа

$$|A_2| \geq A_1 + d \cdot \frac{\Delta}{2}$$
$$F_m \leq B \text{ где } F_m = \frac{A_1^2}{4|A_2|}$$

ЛИТЕРАТУРА

1. Prishchepa O.O., Shabanov A.V., Zyryanov V.Ya. Polyfunctional optoelectronic elements based on oriented PDCLC films. // Phys. Rev. E. – 72. - 0131712 2005.
2. Drzaic P.S. Droplet size and shape effects in nematic droplet polymer films // J. Appl. Phys. - 1986. - V.60. – p. 2142-2147.
3. Коньяр Ж. Ориентация нематических жидких кристаллов и их смесей. Мн.: Изд. «Университетское», 1986.

РАЗРАБОТКА УПРОЧНЯЮЩЕГО И АНТИАДГЕЗИОННОГО ПОКРЫТИЯ НА РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЯХ ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ ОРУДИЙ

Макаревич Г.В., Сасковец В.В., Сальникова И.А.

Государственное научное учреждение «Объединенный институт энергетических и ядерных исследований – Сосны» Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь, E-mail: makarevich.g@gmail.com

Введение. Отвальная вспашка остается востребованным агротехническим приемом. Детали плуга: лемех, отвал, полевая доска, долото – подвержены абразивному износу. Износ при трении металлических поверхностей по абразивной массе существенно отличается от случая трения по закрепленному абразиву. Особенности такого износа выявлены С.Л. Наумовым. При трении поверхности лемеха плуга о грунт абразивные частицы грунта, перемещаясь по трущейся поверхности со средней скоростью около 1,5 м/с, могут разрушать ее только в том случае, если совместное действие нормальных и тангенциальных напряжений при движении абразивных зерен превзойдет предел прочности материала трущейся поверхности детали. При отсутствии этого условия действие абразивных зерен вызывает интенсивную микропластическую деформацию поверхностных слоев, что создает весьма благоприятные условия для окислительного износа. Интенсивный темп развития и протекания окислительного износа объясняется тем, что поверхности трения работают в химически активной среде, соприкосновение с которой при одновременном протекании микропластической деформации способствует интенсивному образованию пленок окислов, которые обладают невысокой механической прочностью и легко разрушаются и удаляются абразивными зёрнами, перемещающимися по поверхности трения [1].

Упрочняющее коррозионо-эрозионно стойкое покрытие. В лаборатории радиационно-химических процессов Научного учреждения «ОИЭЯИ-Сосны» длительное время занимаются химическим осаждением пиролитических карбидохромовых покрытий (ПКХП) в вакууме из паровой фазы бис-аренового хроморганического соединения. ПКХП обладают высокой твердостью (до 1800 HV), износостойкостью, исключительной химической стойкостью и антиадгезионными свойствами. Представляется перспективным их применение для рабочих поверхностей некоторых элементов почвообрабатывающих орудий. Для изучения трибологических характеристик (коэффициента трения, адгезии и износа при трении о грунт) образцов с ПКХП и другими функциональными покрытиями был разработан лабораторный стенд. Стенд создается на базе регулируемого привода постоянного тока разрывной машины (рисунок 1). На оси привода, со скоростью вращения от 0 до 60 об/мин, смонтирован кольцевой канал с внешним диаметром 600 мм, внутренним диаметром 300 мм и глубиной 150 мм. По ходу канала на кронштейнах и траверсе смонтированы взрыхляющие, орошающие, сглаживающие и уплотняющие устройства. На выровненном участке после уплотнения установлена силоизмерительная станция, к которой на поводке цепляется держатель образца («слайдер» в виде салазок) с прикрепленным снизу двусторонним скотчем исследуемым образцом. Силоизмерительная станция выполнена на базе плоской пружины с механотронным датчиком. Данные с механотрона выводятся на ПК в режиме онлайн. По технологическим причинам ПКХП плохо приспособлены для осаждения на детали, имеющие большие размеры (отвал плуга). Но для малоразмерных деталей ситуация кардинально меняется. Процесс становится высокопроизводительным и легко поддается автоматизации. Долото плуга крепится к лемеху болтами с потайной головкой под внутренний шестигранник. При трении о грунт шестигранник «вылизывается» и смена долота превращается в сложную задачу (долото приходится менять часто). Вот для таких деталей ПКХП подходят как нельзя лучше.

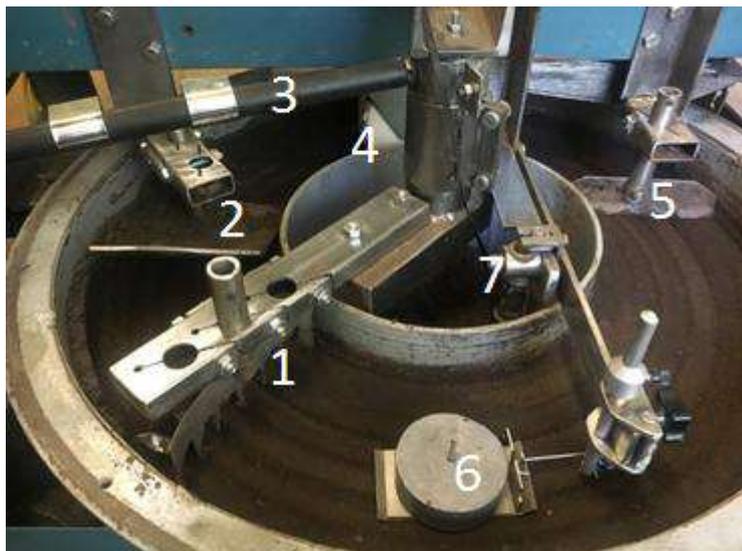


Рисунок 1 – Карусельный стенд:
1 – рыхлитель;
2 – увлажнитель;
3 – приглаживатель;
4 – каток уплотнитель;
5 – выравнитель;
6 – слайдер с грузами;
7 – механотронный датчик
силоизмерительной станции.

Антиадгезионное покрытие. Отвал плуга является его самой малонагруженной частью и менее других подвержен износу. Но отвальной пахота называется именно из-за его особой роли в агротехнике. Скользя по отвалу специальной формы пласт почвы переворачивается, крошится, перемешивается и заделывает растительные остатки на глубину. Но если происходит налипание почвы на отвал, то нормальный ход процесса прекращается, грунт перед плугом сгуживается и агротехника нарушается. Это ведет к снижению урожайности и распространению на полях сорняков. Кроме того, высокая адгезия почвы к рабочим поверхностям повышает тяговые усилия и ведет к перерасходу моторного топлива. Одним из решений этих проблем является нанесение полимерных антиадгезионных покрытий на рабочие поверхности. Покрытия из тефлона и сверхвысокомолекулярного полиэтилена дали положительные результаты в плане снижения тяговых усилий до 25%, но были провальными из-за повышенного износа [2]. В последнее время появились полимерные материалы с хорошим сопротивлением износу при трении о грунт и неплохими антиадгезионными свойствами. Фирма «Текрон» производит полностью полимерные отвалы и полевые доски. По заявлениям специалистов этой фирмы износ в два раза ниже, чем у традиционных стальных отвалов. Также наблюдается экономия топлива. Учитывая положительный опыт применения полимерных отвалов, предлагается использовать полимерное покрытие на традиционных стальных отвалах. Такое покрытие должно быть гидрофобным и достаточно износостойким. Этим критериям может соответствовать композиция на основе полиэтилентерефталата (ПЭТФ). В лаборатории была разработана такая композиция («Грапол») для торцевых уплотнений. Их использование на промышленных предприятиях республики (например: ОАО Могилевхимволокно) показало очень хороший результат по износостойкости. Сравнительная проверка методом лежащей капли показала, что у «Грапола» гидрофобность (угол смачивания 88°) выше, чем у ПЭТФ (75°) и приближается к тефлону (90°) (рисунок 2).



ПЭТФ 75°



«Грапол» 88°



Тефлон 90°

Рисунок 2 – Сравнительная проверка методом лежащей капли (при одинаковой шероховатости поверхностей и объеме капли)

Однако обеспечение достаточной адгезии таких композиций к стали весьма проблематично. Лучшей адгезией к стали обладают эпоксидные смолы (ЭС). Для

повышения износостойкости и гидрофобности в эпоксидную смолу можно ввести наполнитель из композиции на основе ПЭТФ. Для обеспечения достаточной адгезии к стальной подложке покрытие предполагается сделать двухслойным. Внутренний слой – химически модифицированным, для повышения эластичности, активными разбавителями из группы лапроксидов. Внешний слой – физически модифицированным упрочняющим наполнителем типа «Грапол». Для практического создания такой технологии предлагается применить метод радиационного отверждения композиционного покрытия. «Грапол» устойчив к радиационному воздействию [3]. Ни химическое, ни термическое отверждения не могут применяться при отверждении толстых (с запасом на износ) слоев покрытия на базе ЭС, так как у них существует период повышенной жидкотекучести. А для криволинейных поверхностей, тем более для двухслойных покрытий, это неприемлемо. Радиационное отверждение происходит при комнатной температуре и не изменяет вязкости композита в течение процесса. Технологически промежуточный эластичный тонкий слой можно наносить традиционными способами. Внешний, упрочненный толстый слой предполагается наносить используя способ препрегов, применяемых при создании композитов в авиастроении, ветроэнергетике, радиоэлектронике и т.п. При этом слой (обычно с армирующей сеткой) композита в жидком, но вязком состоянии хранится между обкладками из полиэтиленовой пленки. В нужный момент он накладывается, как пластырь, на нижний слой ЭС, и вся сборка подвергается облучению на электронном ускорителе. На высоковязкий и относительно толстый внешний лист не сложно нанести специальный рельеф, который еще эффективнее снижает трение о влажный грунт, согласно современным воззрениям бионики (заимствование у подземных беспозвоночных и т. п.), т. к. нарушает сплошность водяной пленки [2].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Костецкий, Б. И. Износостойкость и антифрикционность деталей машин / Б. И. Костецкий, И.Г. Носовский. Киев. – 1965. – С 207.
2. Khan, Muhammad Azam. The Techniques of Reducing Adhesion and Scouring Soil by Bionic- Review of Literature / Muhammad Azam Khan, Rashid Qaisrani, LI Jian-qiao // *Advances in Natural Science, Proceeding of 3rd International Conference of Bionic Engineering*. – 2010. – Vol. 3, N 2. – P. 41–50.
3. Якимцов, В.П. Влияние гамма-излучения на триботехнические свойства композиционного антифрикционного материала на основе полиэтилентерефталата / В.П. Якимцов, И.А. Сальникова, И.И. Бразовский / *Трение и износ*. – 2008. – Т. 29, № 2. – С. 181–183.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМБИНИРОВАННОГО ПОКРЫТИЯ, НАНЕСЕННОГО ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКОЙ СПЛАВА АК12 С ПОДСЛОЕМ СВИНЦА

Комаров А.И., Сосновский И.А., Орда Д.В., Куриленок А.А., Искандарова Д.О.
*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск,
Республика Беларусь*

Введение. С развитием техники повышаются требования к конструкционной прочности, надежности и долговечности материалов и изделий. Одним из путей решения задачи является создание многослойных металлических конструкций, при этом прочность таких изделий во многом определяется адгезией сформированных слоев.

В Объединенном институте машиностроения НАН Беларуси разработан способ нанесения двухслойного покрытия на внутреннюю поверхность детали, который заключается в наплавке алюминиевого сплава одновременно с нанесением подслоя из материала с более высокой массой, что позволяет получать заготовку за один технологический прием [2-4].

Целью данной работы является исследование структуры и механических характеристик комбинированного покрытия из сплава АК12, полученного центробежной индукционной наплавкой (ЦИН), за один технологический приём с нанесением свинцового подслоя, который обеспечивает сцепление покрытия со стальной основой.

Материалы и методика исследования. В качестве материала для наплавки покрытия был выбран алюминиево-кремниевый сплав АК12 (ГОСТ 1583-93), поскольку он имеет повышенный уровень литейных и механических свойств, а также обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью при температурах до 200 °С.

Для обеспечения адгезии наплавки из силумина АК12 со стальной основой в состав шихты вводился свинцовый сплав, из которого формировался подслой. Количество материала выбиралось из расчета получения покрытия из силумина толщиной 5–6 мм и подслоя не более 1 мм. В качестве материала для формирования свинцового подслоя использовались отходы свинцовых аккумуляторных батарей с долей свинца не менее 88%.

Выбор свинцового сплава в качестве материала подслоя был сделан с учетом низкой взаимной растворимости свинца, алюминия и железа. При этом свинец обладает более высокой плотностью (11,3 г/см³) и меньшей температурой плавления (327 °С) в сравнении с наплавляемым алюминиевым сплавом (2,7 г/см³, 578 °С) [2], что обеспечивало его оттеснение к стальной основе в процессе ЦИН.

Формирование покрытия на внутренней поверхности цилиндрической стальной заготовки, изготовленной из стали 20 (ГОСТ 1050-88), проводилось центробежным формованием предварительно подготовленной кусковой шихты, состоящей из сплава АК12, свинца и покровного флюса, в режиме ступенчатого нагрева токами высокой частоты до температуры 780 °С при скорости вращения 1500 мин⁻¹. После выхода на заданные технологические режимы осуществлялась изотермическая выдержка в течение 5 минут, а затем проводилось ускоренное охлаждение детали от температуры наплавления до температуры 150-200 °С.

Структурно-фазовое состояние полученных образцов исследовалось методами металлографического и рентгеноспектрального анализов. Микротвердость алюминиевого покрытия композиционных образцов определялась на приборе ПМТ-3 при нагрузках 0,098, 0,196 и 0,49 Н. Механические испытания на растяжение проводились на универсальной компьютеризированной гидравлической машине INSTRONSatеc 300LX. Скорость нагружения составляла 1 мм/мин.

Результаты и их обсуждение. Структура покрытия из сплава АК12 и подслоя. Металлографический анализ структуры образца покрытия из сплава АК12 позволил установить, что наличие свинца в составе шихты не оказывает воздействия

на процессы кристаллизации алюминиевого сплава, которые в первую очередь обусловлены скоростью охлаждения заготовки. Структура наплавленного покрытия неоднородна по глубине и состоит из эвтектических участков и областей дендритного типа, что обусловлено неравномерной скоростью охлаждения заготовки (рисунок 1а).

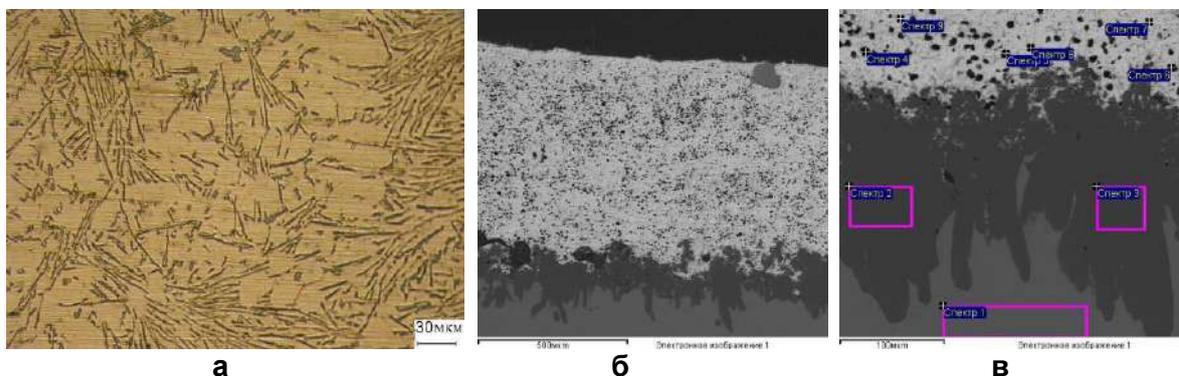


Рисунок 1 - Структура наплавленного покрытия из сплава АК12 и подслоя из свинца: а – структура сплава АК12; б – структура свинцового подслоя; в – структура диффузионного слоя

Анализ структуры свинцового подслоя показал, что он содержит микропоры (2-5 мкм) и включения частиц углерода с размером до 20 мкм, которые равномерно распределены по его толщине (рисунок 1б). При формировании алюминиевого покрытия с подслоем из свинца на поверхности стальной втулки наблюдается образование диффузионного алитированного слоя (рисунок 1в). Его структура представлена вытянутыми зернами, направленными по нормали к поверхности. Со стороны свинца идет растворение диффузионного слоя, о чем свидетельствует наличие свинца в поверхностной зоне алитированного слоя (таблица 3).

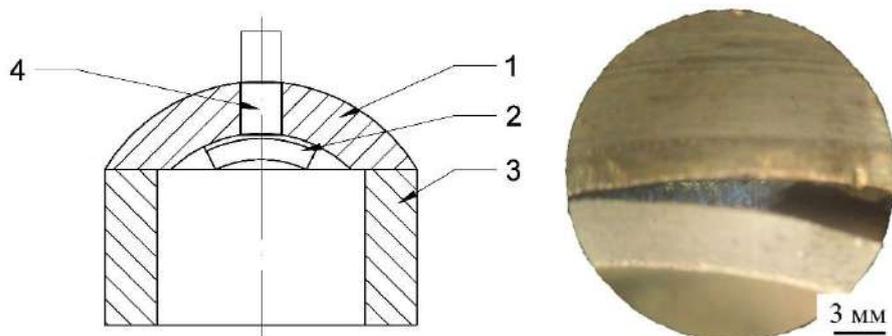
Таблица 3 – Результаты рентгеноспектрального анализа диффузионного слоя

Спектр	C	O	Al	Mn	Fe	Pb
Спектр 1	4.15			0.63	95.22	
Спектр 2-3	3.99-4.55		53.52-53.57		41.87-42.68	
Спектр 4-6	92.76-95.31	4.69-5.51				1.73
Спектр 7-9	31.15-40.16					59.84-68.85

Методами СЭМ установлено, что помимо частиц углерода, расплав свинца также содержит железо, что подтверждает растворение поверхности алитированного слоя на стальной втулке. Диффундировавшее в свинец железо далее переходит в расплав АК12 и затем, при кристаллизации, выделяется в виде иглообразных железосодержащих включений.

Адгезионная прочность и микротвердость. Величину адгезионных сил наплавленного покрытия к стальной основе оценивали методом отрыва. Для этого от заготовки отрезали сегмент 1 (рисунок 2), в котором просверливали цилиндрическое отверстие до свинца и осуществляли нагружение на покрытие 2 через пуансон 4. Анализ структуры зоны отрыва покрытия от стальной втулки показал, что отрыв происходит преимущественно по границе АК12-свинец, при этом присутствуют следы вязкого разрушения подслоя (рисунок 2б).

Для партии образцов с подслоем из свинца среднее значение прочности соединения покрытия с основой при испытании на отрыв составило 3,5-4,0 МПа.



1 – сегмент втулки; 2 – покрытие из сплава АК12; 3 – матрица; 4 - пуансон
Рисунок 2 – Схема испытаний алюминиевого покрытия на прочность сцепления со
стальной основой (а) и структура зоны отрыва (б)

Измерение микротвердости от поверхности покрытия из сплава АК12 до стальной основы показало, что ее значения изменяются от 450 МПа для участков α -Al твердого раствора и до 650 МПа в эвтектике, при этом по мере приближения к границе со свинцом снижения величины твердости не наблюдается. Свинцовый подслоя имеет микротвердость 70-85 МПа по всей толщине. Для алитированного слоя характерна высокая твердость на уровне 7,7 ГПа, которая у границы со свинцовым слоем, в зоне растворения, снижается до 5-5,5 ГПа, что обусловлено присутствием свинца. По мере приближения к стальной основе твердость диффузионного слоя незначительно снижается и имеет значения 6,8-7 ГПа. Стальная основа характеризуется равномерной величиной микротвердости на уровне 1000-1050 МПа.

Выводы. Показано, что свинец может использоваться в качестве материала подслоя при изготовлении композиционной втулки с функциональным слоем из алюминиевого сплава. Свинец образует устойчивую границу раздела фаз как с алюминиевым сплавом, так и со стальной основой, при этом величина адгезионной прочности близка к прочностным свойствам свинца. Однако, в связи с протекающими процессами растворения стальной основы, следует контролировать время выдержки расплава, поскольку насыщение алюминиевого сплава железом приводит к формированию в структуре железосодержащих включений и охрупчиванию материала покрытия.

ЛИТЕРАТУРА.

1. Бурковская, Н.П. Совершенствование материалов для подшипников скольжения двигателей внутреннего сгорания (обзор) / Н.П. Бурковская, Н.В. Севостьянов, Т.А. Болсуновская, И.Ю. Ефимочкин // Труды ВИАМ. - №1(85) 2020г. - 78-91 с.
2. Способ нанесения двухслойного покрытия на внутреннюю поверхность детали: заявка № а 20190358 / Белоцерковский М.А., Комаров А.И. Сосновский И.А., Курилёнок А.А., Искандарова Д.О. – Опубл. 12.12 2019.
3. Влияние олова в материале подслоя на структуру Al-Si сплава, наплавляемого центробежно индукционным методом / Комаров А.И., Сосновский И.А., Орда Д.В., Куриленок А.А., Искандарова Д.О. // Механика машин, механизмов и материалов, 2019. - №3(48). - С.77-84.
4. Технологические особенности получения биметаллических втулок с антифрикционным покрытием из сплава АК12 / М.А. Белоцерковский [и др.] // Актуальные вопросы машиноведения. Сборник научных трудов: сб. науч. тр. – Минск, 2019. – Вып. 8. – С. 320–324.

**АНОМАЛЬНЫЙ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ОБЛАСТИ
ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОГО РЕЗОНАНСА****¹Лалетин В.М., ¹Поддубная Н.Н., ²Филиппов Д.А.**¹*Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси,
Витебск, Беларусь**e-mail: laletin57@rambler.ru*²*Новгородский государственный университет, Великий Новгород, Россия,*

Магнитоэлектрический (МЭ) эффект, открытый более полувека назад, привлекает к себе все большее внимание исследователей, о чем говорит рост публикаций на эту тему [1]. В последнее время синтезировано большое количество новых композиционных МЭ материалов, созданных на основе магнитоэлектрической и пьезоэлектрической фаз. МЭ эффект является новым свойством таких материалов и возникает вследствие механического взаимодействия составляющих компонентов [2]. Основной характеристикой МЭ эффекта является его полевая зависимость. Поскольку МЭ эффект в композитах связан с механическими колебаниями, то в области электромеханического резонанса величина МЭ эффекта резко возрастает [3]. Основной вклад в зависимость величины эффекта от магнитного поля вносит пьезомагнитный коэффициент. Тем не менее, в области электромеханического резонанса существенным становится влияние ΔE -эффекта (зависимости модуля Юнга от магнитного поля). В настоящей работе проанализировано влияние этого явления на величину МЭ эффекта в области электромеханического резонанса.

Объектом исследований служила модельная слоистая структура пермендюр – кварц – пермендюр (Pe-Q-Pe), в которой использовались прямоугольные пластины кварца (X-срез) размером $20 \times 4,5 \times 0,5$ мм и пермендюра размером $20 \times 4,5 \times 0,16$ мм. В качестве связывающего звена применялся эпоксидный клей. Толщина полимерной прослойки в полученных образцах не превышала 0,005 мм.

МЭ эффект исследовался методом регистрации переменного напряжения на образце, помещенном в постоянное подмагничивающее поле напряженностью H_{bias} , и переменное магнитное поле H , направленные вдоль длинной стороны образца (поперечный эффект).

Исследования показали, что частотные зависимости МЭ эффекта имеют ярко выраженный резонанс, амплитуда и частота которого меняются при изменении поля подмагничивания. На рисунке 1 а показана частотная зависимость МЭ коэффициента, снятая в поле подмагничивания, соответствующем максимуму эффекта (22кА/м). МЭ коэффициент составил 920 В/А при добротности резонанса равной 980. Резонанс наблюдался на частоте 153,37 кГц.

Известно, что полевая зависимость МЭ коэффициента в области электромеханического резонанса зависит от частоты измерения. Поэтому было рассмотрено влияние магнитного поля на резонансную частоту образца. Как видно из рисунка 1 б, в полях до 16 кА/м величина резонансной частоты меньше резонансной частоты образца при нулевом магнитном поле. Это область отрицательного ΔE -эффекта. В магнитных полях свыше 16 кА/м с увеличением магнитного поля резонансная частота растет и выходит на насыщение при магнитном поле ~ 100 кА/м. Это область положительного ΔE -эффекта. Существование ΔE -эффекта приводит к влиянию частоты измерения на полевую зависимость МЭ коэффициента в области электромеханического резонанса.

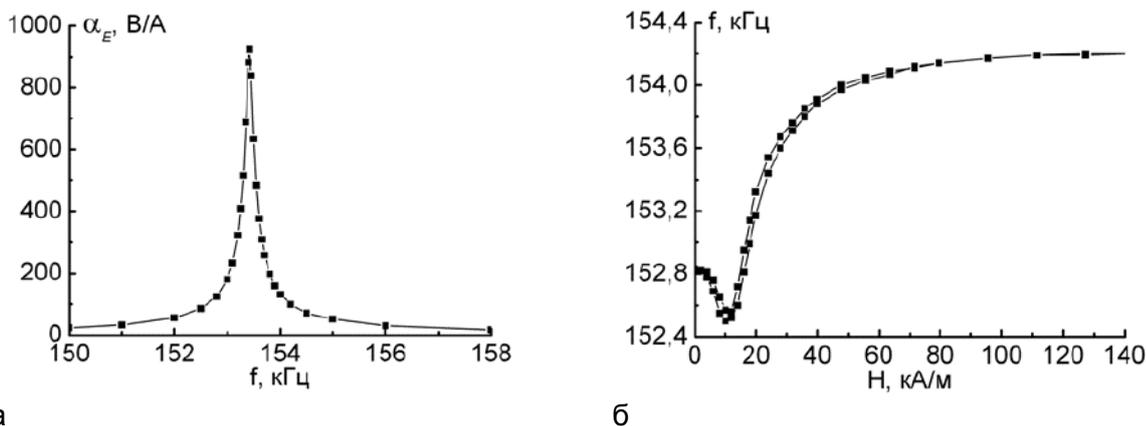


Рисунок 1 – Частотная зависимость МЭ коэффициента в магнитном поле 22 кА/м (а), полевая зависимость резонансной частоты (б)

На рисунке 2 а приведена полевая зависимость МЭ коэффициента, полученная на частоте резонанса (153,37 кГц). В отличие от низкочастотной полевой зависимости, она имеет ярко выраженный максимум в магнитном поле 22 кА/м, соответствующем максимуму эффекта. Наличие плато в области магнитного поля от 8 кА/м до 14 кА/м, по-видимому, объясняется наложением ряда эффектов: зависимостью пьезомагнитного коэффициента, ΔE -эффекта и величины резонансного МЭ коэффициента от магнитного поля. Полевая зависимость, полученная на частоте 154 кГц, имеет два размытых максимума (рисунок 2 б). Это объясняется тем, что частота принадлежит переходной области на рисунке 1 б и располагается вблизи насыщения.

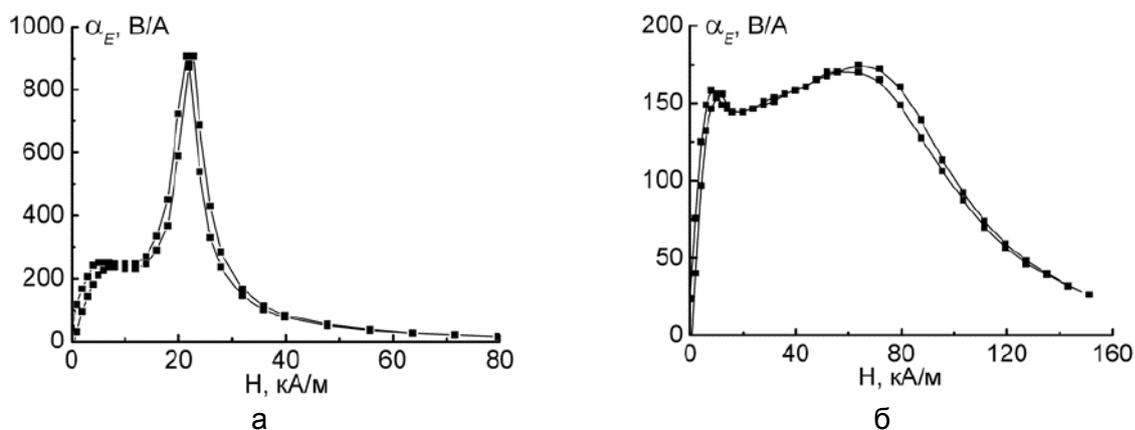


Рисунок 2 – Полевая зависимость МЭ коэффициента полученная на частоте 152,37 кГц (а) и 154 кГц (б)

На рисунке 3 представлены полевые зависимости МЭ коэффициента, полученные на частоте 152,8 кГц и в режиме непрерывной подстройки на резонансную частоту. Их характерной чертой является наличие двух максимумов. Такое anomalous поведение МЭ коэффициента связано с существованием отрицательного ΔE -эффекта. На рисунке 3 а представлена полевая зависимость МЭ коэффициента, полученная на частоте 152,8 кГц. На рисунке 1 б этой частоте соответствуют два значения магнитного поля, равные примерно 2,5 кА/м и 16 кА/м, и именно при этих значениях магнитного поля наблюдаются максимумы на полевой зависимости МЭ коэффициента. Следовательно, можно утверждать, что anomalous поведение полевой зависимости МЭ сигнала в области электромеханического резонанса на частоте 152,8 кГц является следствием наличия отрицательного ΔE -эффекта. Аналогичное объяснение имеет полевая зависимость, представленная на рисунке 3 б.

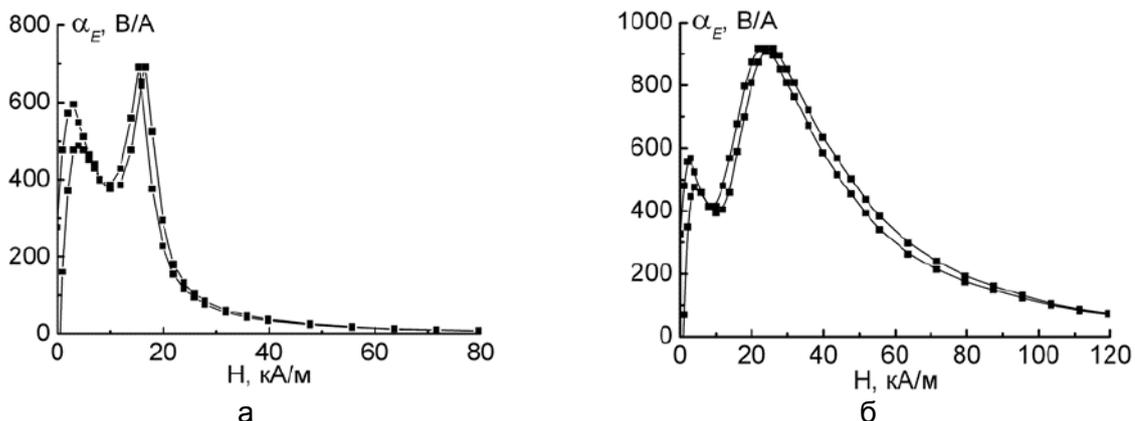


Рисунок 3 – Полевая зависимость МЭ коэффициента полученная на частоте 152,8 кГц (а) и в режиме непрерывной подстройки на резонансную частоту (б)

Одной из основных характеристик резонанса является добротность, определяемая отношением резонансной частоты к ширине резонанса на уровне 0,707. Поэтому представляет интерес рассмотреть влияние магнитного поля на величину добротности. Результаты исследований приведены на рисунке 4, из которого следует, что полевая зависимость добротности качественно отражает полевую зависимость резонансной частоты.

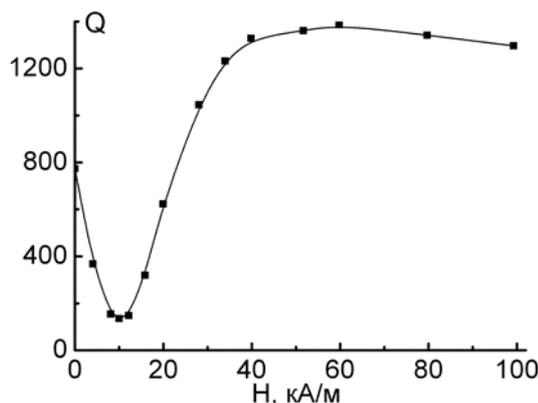


Рисунок 4 – Полевая зависимость добротности

Таким образом, можно сказать, что изменение модуля Юнга пермендюра в магнитном поле приводит к изменению резонансной частоты и добротности структуры, что сопровождается аномальным МЭ эффектом в области электромеханического резонанса.

Работа выполнена при поддержке гранта совместного конкурса РФФИ – БРФФИ: Российский проект № 18-52-00021и Белорусский проект № Ф18Р-300.

ЛИТЕРАТУРА

1. Звездин А.К., Пятаков А.П. // УФН. - 2012. - Т.182, №6. - С.593–620.
2. Van Suchtelen J. // Philips Res. Rep. - 1972. - Vol.27. - P.28–37.
3. Филиппов Д.А., Бичурин М.И., Петров В.М., Лалетин В.М., Srinivasan G. // ФТТ. - 2004. - Vol.46. - С.1621–1627.

ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИИ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА Mg-Zn-Ca

Мягих П.Н.¹, Брилевский А.И.¹, Мерсон Д.Л.¹, Виноградов А.Ю.^{1,2}

1 – Тольяттинский Государственный Университет, Россия

2 – Норвежский технологический университет, Трондхейм, Норвегия

feanorhao@gmail.com

В качестве металлических имплантатов в медицине, как правило, используются изделия из нержавеющей стали или титановых сплавов. Однако применение данных материалов означает, что после заживления потребуются еще одна операция с целью извлечения имплантата. В связи с этим, последние годы широкую популярность в научных кругах приобретает тематика биорезорбируемых материалов, т.е. материалов, способных полностью растворяться в теле человека. Среди металлов хорошей биорезорбируемостью обладает магний [1, 2]. Поскольку чистый магний имеет недопустимо низкие механические характеристики, для изготовления имплантатов применяются его сплавы с другими металлами, например, цинком, иттрием и кальцием. Данные элементы, как и магний, обладают хорошей биосовместимостью и растворяются в теле человека, не нанося вреда организму [1, 2]. В то же время, важными характеристиками являются скорость коррозии и тип коррозионных повреждений (равномерная, язвенная и др.), поскольку это напрямую влияет на срок службы имплантата. Поэтому целью данного исследования является установление особенностей коррозии биорезорбируемого сплава Mg-1Zn-0.16Ca.

Материалы и методика

В качестве материала был выбран магниевый сплав с содержанием цинка 0,95% и кальция 0,16%. Подобные сплавы, например, ZX10 показывают как хорошие механические характеристики, так и неплохие результаты при испытаниях на цитотоксичность [2]. Сплав исследовался в трех состояниях: после всесторонней изотермическойковки (ВИК, 400-300 °С, 5 проходов), после ВИК и последующей прокатки (ВИК+П, 300°С), а также в литом состоянии. Термомеханическая обработка производилась в Институте проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа. Полученный средний размер зерна составил 3 мкм для сплава после ВИК, 2 мкм для сплава после ВИК+П и 200 мкм для литого сплава. В испытаниях участвовало по 3 образца каждого типа, все образцы шлифовались на наждачной бумаге #2500, промывались в ультразвуковой ванне в ацетоне, сушились потоком холодного воздуха и загружались в коррозионную ячейку (рис. 1).

Испытания заключались в выдержке образцов в коррозионной среде (растворе Рингера) в течение 7 дней. Установка обеспечивала непрерывную циркуляцию среды и поддержание в ней температуры 37°С. Также обеспечивалось автоматическое поддержание pH на уровне 7,5 - 7,8 путем добавления корректирующей жидкости (раствор Рингера + 0,01% ортофосфорной кислоты) всякий раз, когда pH поднимался выше установленного предела. Таким образом, установка воспроизводила условия, аналогичные тем, каким сплав подвергался бы в человеческом теле. Измерение скорости коррозии производилось непрерывно по объему выделившегося водорода при помощи бюретки, а также дополнительно по завершению испытаний весовым методом. После испытаний продукты коррозии удалялись путем погружения на 30 секунд в раствор С.5.4 по ГОСТ Р 9.907-2007 (200 г CrO₃, 10 г AgNO₃, 1000 мл H₂O) в ультразвуковой ванне, затем промывались этиловым спиртом, сушились потоком воздуха и взвешивались на лабораторных весах с точностью до 0,0001 г. После взвешивания производилось исследование поверхности образца с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа (КЛСМ) Olympus Lext OLS4000.

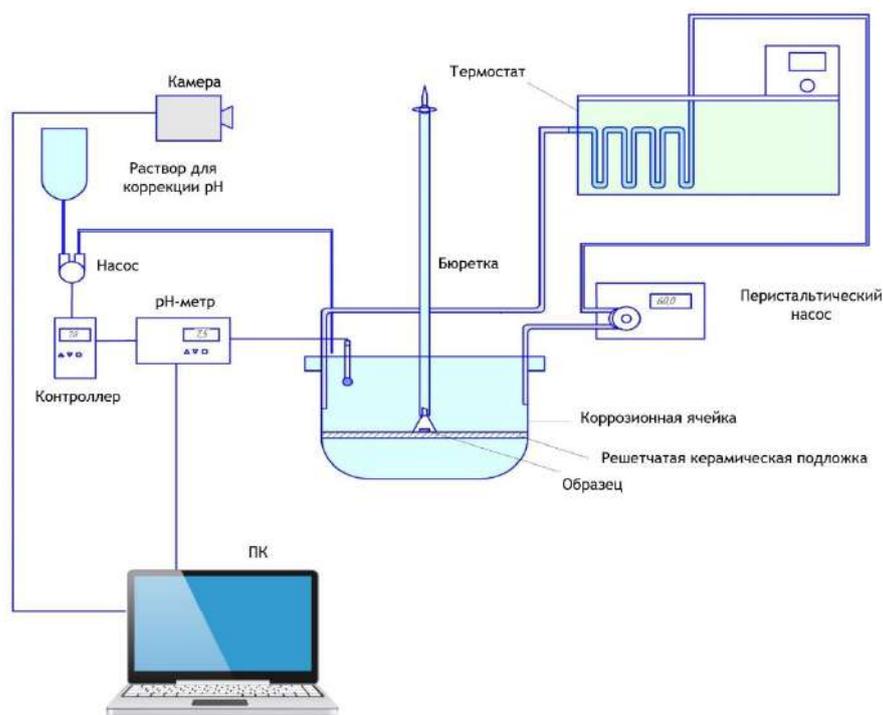


Рисунок 1 – Установка для коррозионных испытаний биорезорбируемых магниевых сплавов

Результаты

Образцы с мелкозернистой структурой показали довольно низкую скорость коррозии: $1,11 \pm 0,24$ мм/год ($1,8 \pm 0,5$ мм/год по весовому методу) для сплава после ВИК, $1,33 \pm 0,26$ мм/год ($1,75 \pm 0,26$ мм/год по весовому методу) для сплава после ВИК+П. При этом следует отметить, что в обоих случаях скорость коррозии была постоянной на протяжении всего времени испытания. Совершенно иная картина наблюдается для сплава в литом состоянии: его скорость коррозии в несколько раз выше: $8,52 \pm 1,35$ мм/год ($7,64 \pm 0,7$ мм/год по весовому методу), кроме того, она непрерывно возрастает на всем периоде испытания, придавая кривой выхода водорода параболический вид. Значительно отличается и морфология коррозионных повреждений (рис. 2): если у сплавов с мелкозернистой структурой идет сильно локализованная коррозия с образованием глубоких питов, то у литого сплава коррозия протекает практически повсеместно с образованием язв. Исходя из этого можно предположить, что увеличение скорости коррозии со временем у литого сплава обусловлено появлением новых очагов коррозии, тогда как у сплава после ВИК и ВИК+П вместо этого происходит углубление уже имеющихся.

Выводы

Измельчение зерна посредством ВИК и ВИК+П у сплава Mg-1Zn-0.16Ca привело не только к значительному снижению скорости коррозии, но и к изменению ее типа с общей язвенной коррозии на сильно локализованную питтинговую. Если снижение скорости коррозии является явно положительным эффектом, то смена типа коррозии носит скорее негативный характер, поскольку сильно локализованное разрушение может способствовать выходу имплантата из строя до завершения процесса заживления.

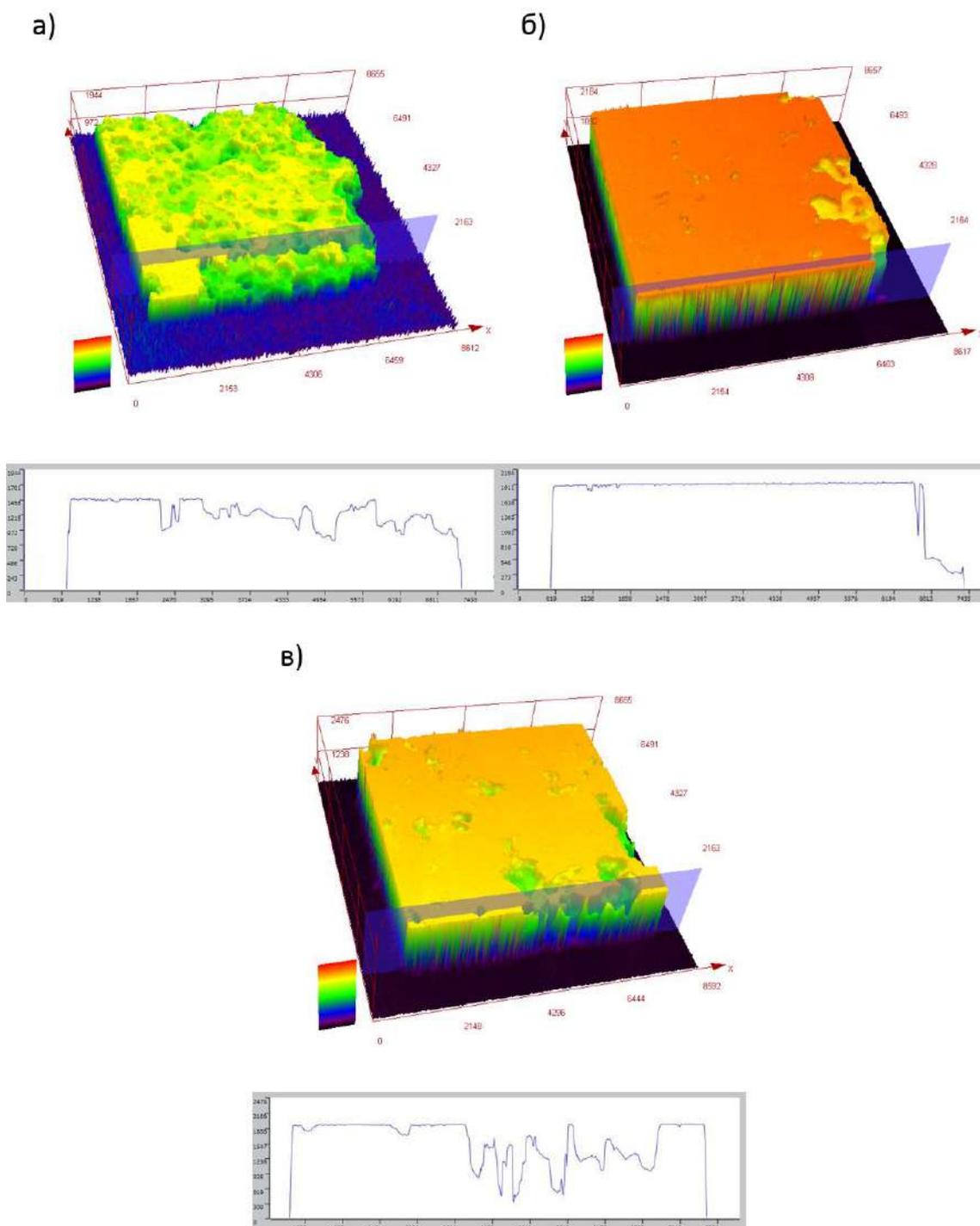


Рисунок 2 - Карты высот и профили поверхности по секущей плоскости сплава в литом состоянии (а), подвергнутого ВИК (б) и ВИК+П (в) после коррозионных испытаний и удаления продуктов коррозии

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. D. Persaud-Sharma, A. McGoron, Biodegradable Magnesium Alloys: A Review of Material Development and Applications, (2012) Journal of Biomimetics, Biomaterials, and Tissue Engineering, 12 (1), pp. 25-39, DOI: 10.4028/www.scientific.net/JBBTE.12.25.
2. Merson, D., Brilevsky, A., Myagkikh, P., Tarkova, A., Prokhorikhin, A., Kretov, E., Frolova, T., Vinogradov, A., The functional properties of Mg-Zn-X biodegradable magnesium alloys, (2020) Materials, 13 (3), № 544, DOI: 10.3390/ma13030544.

**ВОЗДЕЙСТВИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ КРИОГЕННОЙ
ТЕМПЕРАТУРЕ НА СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА**

Сундеев Р.В.¹, Шалимова А.В.², Глезер А.М.^{2,3}, Велигжанин А.А.⁴

¹ РТУ МИРЭА, Москва, Россия

² ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Москва, Россия

³ НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

⁴ НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

sundeev55@yandex.ru

Аморфные сплавы проявляют себя как перспективные материалы, привлекающие к себе внимание, с одной стороны, многообразием и необычностью их магнитных свойств и, с другой стороны, высокими физическими и механическими свойствами, которые по своему уровню превосходят свойства поликристаллических материалов. Исследования магнитно-мягких аморфных сплавов на основе железа является одним из важных направлений в физике конденсированного состояния. Интерес к данным материалам вызван уникальным сочетанием их свойств, такими как малые потери на перемагничивание, малая коэрцитивная сила, высокие значения намагниченности насыщения и магнитной проницаемости, высокая прочность и пластичность. Известно, что изменение структуры аморфных сплавов в процессе экстремальных воздействий может оказать существенное влияние на магнитные свойства таких материалов. Поэтому важной задачей является установить основные закономерности изменения структуры аморфных сплавов на основе железа при одновременном воздействии низких температур и больших механических напряжений.

В работе исследовали аморфные сплавы на основе Fe с одинаковым содержанием В: $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$, $Fe_{54}Ni_{29}B_{17}$, $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$ и $Fe_{75}Si_8B_{17}$. При приготовлении сплавов использовались компоненты высокой чистоты, которые измельчались и смешивались в необходимых пропорциях. Обнаружено, что исходно аморфные сплавы остаются аморфными после кручения под высоким давлением (КВД) при 77К в рамках исследования методами рентгенофазового анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Исследования методом EXAFS-спектроскопии показали, что в ходе КВД изменяется как химическое окружение выбранного атома Fe, так и среднее межатомное расстояние пар Fe-Fe, Fe-Si и Fe-Ni. В сплавах $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$ и $Fe_{75}Si_8B_{17}$ обнаружено изменение характера композиционного ближнего порядка для атомов Fe с одновременным уменьшением среднего межатомного расстояния для пар атомов Fe-Fe. В сплавах $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$ и $Fe_{54}Ni_{29}B_{17}$ изменения межатомных расстояний между различными парами атомов не зафиксировано. В этих сплавах обнаружено только изменение химического состава окружения атома Fe: часть атомов Fe замещается атомами Ni. Подобное изменение локальной атомной структуры и в том, и в другом случае приводит к уменьшению намагниченности насыщения в исследуемых аморфных сплавах на основе Fe после КВД при 77К. Резкое увеличение коэрцитивной силы после КВД при 77К объясняется отсутствием каналов релаксации упругих напряжений вследствие подавления термоактивационных процессов. Показано, что КВД при 77К, приводит к образованию более устойчивого к кристаллизации аморфного состояния, чем после закалки из расплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-32-70007) и гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-43.2020.2).

ТЕСТОВОЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ WC-AG

Романов Д.А., Московский С.В., Соснин К.В., Филяков А.Д., Громов В.Е.
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru*

Настоящей публикацией сообщаем о проведении тестового электровзрывного напыления покрытий системы WC-Ag и последующем контроле формирования покрытий визуальными методами и с использованием тринокулярного цифрового микроскопа Saike Digital SK2009U-500W с небольшими увеличениями (до 4 – 10 крат). Этот метод первоначального анализа электровзрывных покрытий используется для предварительного контроля. Поверхность медных образцов после электровзрывного напыления в различных режимах представлена на рисунке.

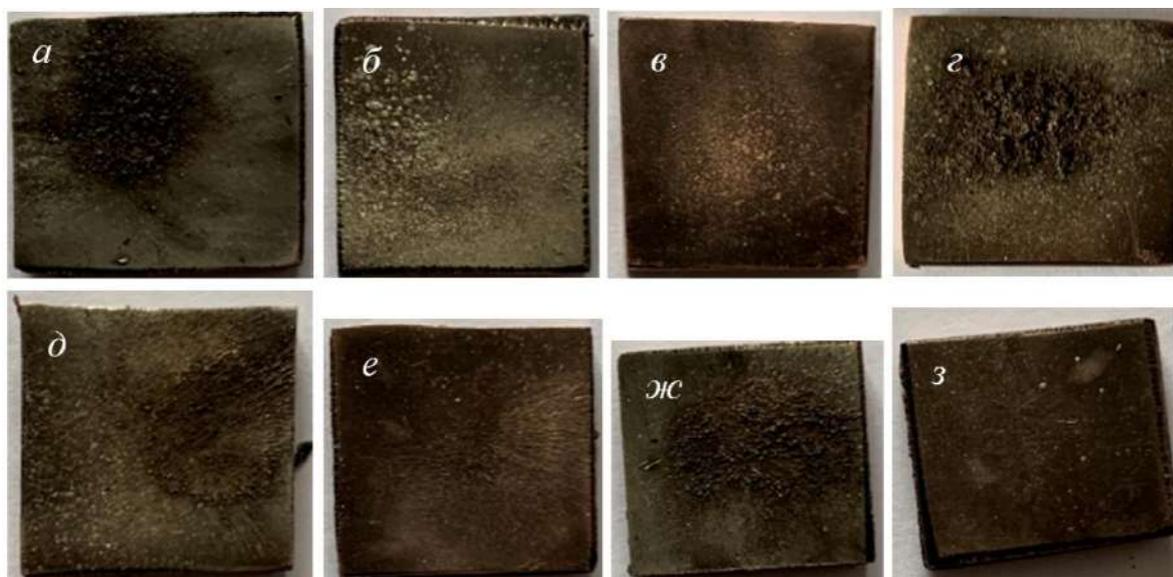


Рисунок – Поверхность электровзрывных покрытий системы WC-Ag, напыленных в различных режимах. Медная подложка имела форму параллелепипеда с размерами 20×20×5 мм

Режимы электровзрывного напыления отличаются поглощаемой поверхностью плотностью мощности, массами используемых для напыления серебра и монокарбида вольфрама. В настоящее время режимы не разглашаются в целях обеспечения патентной чистоты. Покрытия формировали на медной подложке, которая имела форму параллелепипеда с размерами 20×20×5 мм. Видно, что поверхность покрытий имеет разные структурные составляющие. Так на рисунках б, г, д, ж присутствует капельная фракция импульсной плазменной струи продуктов электрического взрыва проводников. Ее содержание составляет от 25 до 40 % площади поверхности образца. На рисунках а, в, е, з преимущественно формируется структура с гладким рельефом поверхности. Эксперименты по напылению покрытий для каждого из представленных на рисунке образцов повторяли 10 раз. На рисунке представлены наиболее характерные образцы. Предварительные исследования позволяют выбрать оптимальный вариант развития направлений исследований.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8, а также исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

СТРУКТУРА И ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОСТИ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА ИЗ Nb-СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО ТВЕРДОФАЗНЫМ СПОСОБОМ С ЭЛЕМЕНТАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Коржов В.П., Кийко В.М., Прохоров Д.В.

ИФТТ РАН, г. Черноголовка Московская обл., korzhov@issp.ac.ru

Исследовали слоистые композиты из многокомпонентного Nb-сплава с силицидо-карбидным упрочнением, полученные диффузионной сваркой (ДС) многослойных пакетов под давлением в вакууме. Структура композитов задавалась уже на стадии сборки пакетов U-образными элементами из Nb-фольг с покрытиями (рис. 1). Количество элементов в пакете – 15 шт. Толщина Nb-фольги – 50 мкм. Одна наружная и одна внутренняя стороны U-элементов покрывались суспензионным покрытием из многокомпонентной смеси порошков в поливинил-бутирале. Состав покрытия:

$55,2\text{Nb}-22,0\text{Ti}-8,9\text{Mo}-5,6\text{Si}-5,4\text{ZrH}_2-1,7\text{Cr}-1,2 \text{ мас.}\% \text{Al}$.

Цирконий в смеси порошков был в виде гидроксида. Водород удалялся из покрытия при нагреве, начиная с 350–400°C. До сварки пакет, изготовленный из U-элементов, сохранял целостность, представляя собой чередование Nb-фольг и покрытий. Количество Nb-слоев в пакете – 30 шт., количество покрытий – на одно меньше.

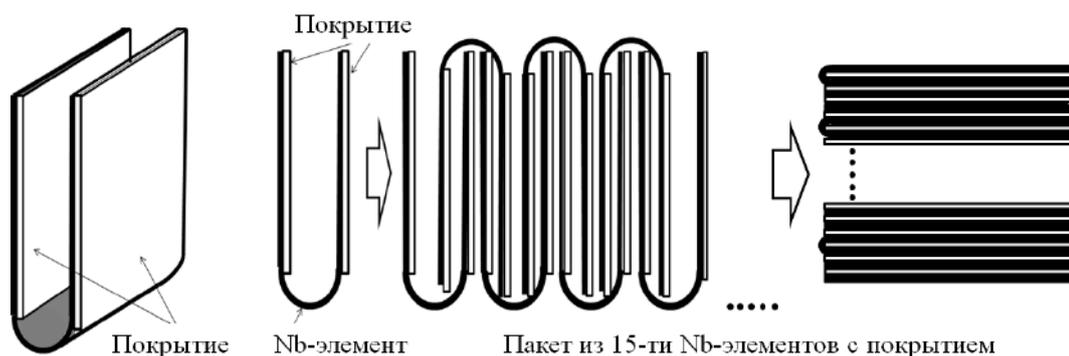


Рисунок 1 - Элемент с покрытием и схема сборки многослойного пакета из Nb-элементов многокомпонентным покрытием. Справа – пакет, собранный из U-образных элементов содносторонними внутренним и внешним покрытиями из многокомпонентной смеси порошков

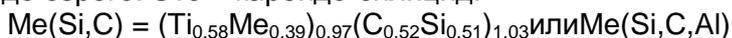
Диффузионную сварку (ДС) пакетов проводили при 1400°C, но по двум режимам, которые отличались временем и давлением сварки: 1– 5 ч при 8,4 МПа и 2 – 10 ч при 15,3 МПа. Пакеты, далее обозначаемые как Nb/(Si–C)1 и Nb/(Si–C)2, соответствовали первому и второму режиму ДС. Углерод проникал в порошковое покрытие при сварке пакетов из атмосферы в камере установки, имеющей графитовый нагреватель.

На рис. 2 представлены микроструктуры слоистых композитов Nb/(Si–C)1 и 2. Толщина их после сварки – 3,3 и 2,7 мм соответственно. Толщина композита с более длительной сваркой – заметно меньше. Внешне структуры похожи тем, что состоят из непрерывающихся слоев, наследовавших Nb-фольги, и между ними – продуктов спекания порошковых покрытий и их диффузионного взаимодействия с Nb-фольгой. В структурах обоих композитов слои обозначены как (Nb,Ti), свидетельствуя, что это сплав, в котором основными элементами являются ниобий и титан. Например, в композите Nb/(Si–C)1 (Nb,Ti)-слои имели состав 66,5Nb–24,3Ti–9,2 ат.%Me (Me – Mo, Cr, Al и Si) со «следами» углерода.

Наиболее заметными в обоих композитах были включения темного цвета, идентифицируемые как почти чистый карбид титана TiC:

$(\text{Ti}_{0,96}\text{Me}_{0,02})_{0,98}\text{C}_{1,02}$ и $(\text{Ti}_{0,97}\text{Me}_{0,04})_{1,01}\text{C}_{0,99}$, где Me – Nb и Zr.

Вторая фазовая составляющая, идентифицированная в композитах, имеет цвет от светло-серого до серого. Это – карбидо-силицид:



соответственно в композитах 1 или 2 (см. рис. 2). В композите Nb/(Si–C)1 алюминий отнесен к металлам, обозначенным «Me», в Nb/(Si–C)2, как образующий с Nb и Ti интерметаллиды, – к «Si и C». Это не влияло на результат идентифицирования, так как содержание Al в фазе не превышало ~1,5 ат. %.

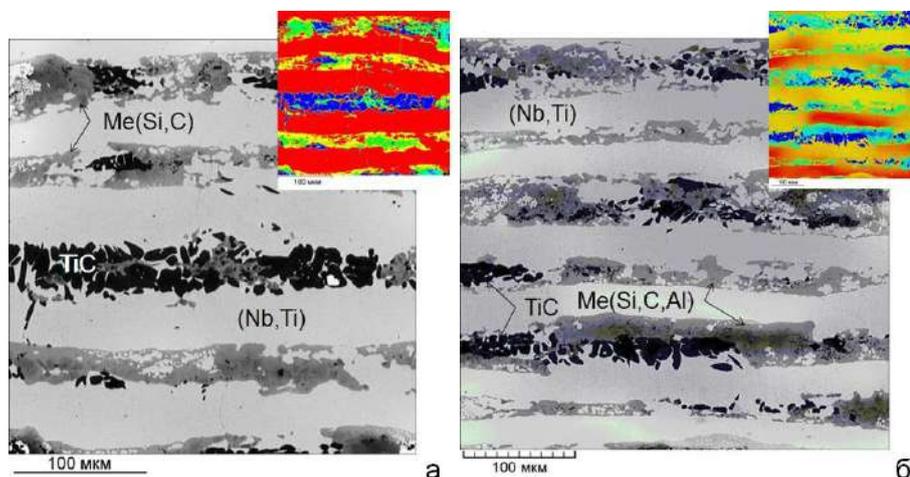
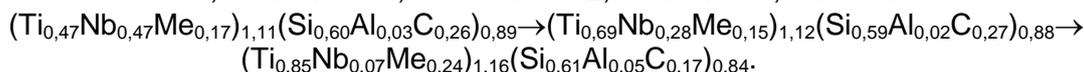
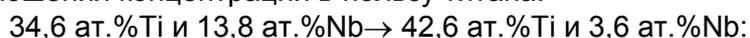


Рисунок 2 - Микроструктура композитов Nb/(Si–C)1 и 2 после диффузионной сварки при 1400°С:
а – 5 ч и 8,4 МПа; б – 5 ч и 8,4 МПа

В композите Nb/(Si–C)2 прослежено изменение концентраций фазообразующих элементов, какими являются Nb и Ti, в карбидо-силицидной фазе по мере удаленности от границы с (Nb,Ti)-слоем. Состав изменялся от почти равных концентраций Ti и Nb, ~23,6 ат.%, до соотношения концентраций в пользу титана:



Не идентифицированной фазой в композитах осталась фаза темно-серого цвета, локализуемая внутри фаз Me(Si,C) или Me(Si,C,Al). Она не отмечена на рисунках, но по данным локального рентгеновского спектрального анализа ее основу составляют Nb, Si и C: 53,7Nb – 0,5Ti – 0,2Cr – 30,6Si – 15,0 ат.%C. По концентрациям эта структурная составляющая может быть отнесена к эвтектическим областям: (Nb) + α -(Nb,Me)₅(Si,C)₃ диаграммы состояний Nb–Si или к (Nb)+ β -(Nb,Me)(C,Si)₂ диаграммы состояний Nb–C. На рис. 2 не случайно были представлены цветные копии структур в черно-белом исполнении.

Механические характеристики. После ДС пакеты имели вид пластин, из которых вырезались образцы в форме стержней прямоугольного сечения для испытаний на прочность методом 3-точечного изгиба при комнатной температуре и высоких, до 1350°С, температурах.

Испытания на трещиностойкость проводили на образцах с надрезом. Вычислялся критический коэффициент интенсивности напряжений K^* в условиях плоской деформации по формуле: $K^* = [P \cdot S \cdot f(a/W)] / B \cdot W^{3/2}$, где P – максимальная нагрузка, S – база или расстояние между опорами, B и W – ширина и высота образца, a – глубина надреза. Нагрузка прикладывалась со стороны, противоположной надрезу.

Вместе с измерениями K^* определялась эффективная поверхностная энергия разрушения g образца. В теории испытание на прочность рассматривается как разделение образца на две части макроскопической трещиной и образование двух поверхностей разрушения. Тогда оценить g можно отношением работы внешних сил к удвоенной площади его поперечного сечения: $g = (1/2F) \int Q(x) dx$, где Q – нагрузка на

образец, x –прогиб и F – площадь поперечного сечения образца. Реально – это площадь подзависимостью нагрузка-прогиб.

Так как слоистая структура композита имеет анизотропию, то при испытаниях на прочность и трещиностойкость для ее оценки было полезно нагрузку P прикладывать перпендикулярно (\perp) и параллельно (\parallel) слоям (ab). На рис. 3 представлены зависимости предела прочности от температуры испытания композитов Nb/(Si–C)1 и 2. Ожидалось, что при нагрузке, прикладываемой параллельно слоям, прочность будет выше. Такое было показано для композита Nb/(Si–C)2 (см. символы \circ на рис. 3,б). Это объясняется более высоким моментом сопротивления карбидо-силицидных слоев при параллельной ориентации направления приложения нагрузки и плоскости слоев. Но для композита Nb/(Si–C)1 с меньшей продолжительностью и меньшим давлением сварки при 20°C такого не наблюдалось (см. рис. 3,а). Более того, при $P \parallel (ab)$ σ_B был даже меньше.

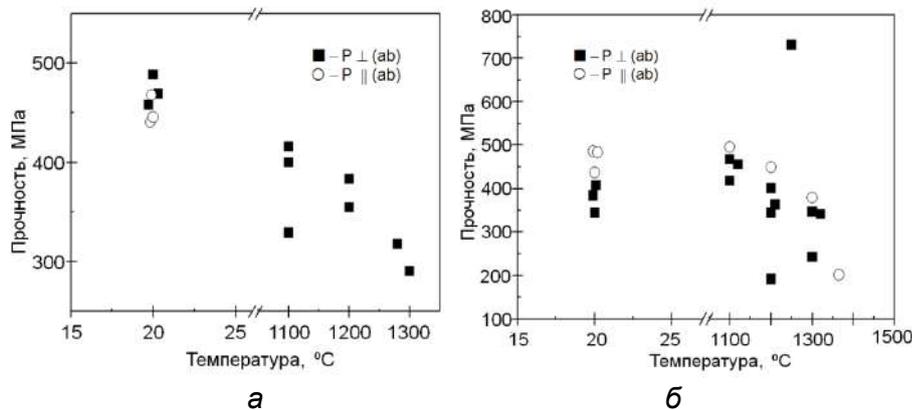


Рисунок 3 - Зависимости предела прочности σ_B для композитов Nb/(Si–C)1 (а) и 2 (б) от температуры испытания при $P \perp (ab)$ (■) и $P \parallel (ab)$ (○)

При 20°C оба композита имели σ_B в пределах 350–490 МПа. Но далее для композита Nb/(Si–C)1 после сварки в течение 5 ч предел прочности монотонно падал, а для композита 2 после 10-часовой сварки σ_B оставался на постоянном уровне до 1200°C. Да, значения прочности имели значительный разброс: $\sigma_B \sim 200$ МПа, но было измерение при 1250°C с $\sigma_B \approx 750$ МПа. По данным металлографического анализа трещиностойкая структурная составляющая композита занимала ~66% объема. На упрочняющие карбидную и интерметаллидную фазы приходилось соответственно 15 и 16% объема. Такой объем упрочняющих фаз не так и мал. Вероятно, соотношение вязко-пластичных и высокопрочных фаз близко к оптимальному значению, что нашло отражение в высоких значениях прочности при 1100°C и выше. Для композита Nb/(Si–C)1 после диффузионной сварки в течение 5 ч трещиностойкая составляющая занимала заметно большую часть объема ~77 об.%.

Результаты испытаний композита Nb/(Si–C)2 на трещиностойкость с вычислением критического коэффициента K^* и эффективной поверхностной энергии разрушения g сведены в табл. 1. Анизотропия структуры привела к заметному различию значений K^* , которая составила $12,8 \pm 1,9$ при приложении нагрузки перпендикулярно и $10,4 \pm 1,7$ МПа·м^{1/2} – параллельно слоям структуры.

Различие значений g при приложении нагрузки перпендикулярно и параллельно слоям структуры объясняется вовлечением различных видов микроразрушений в общее разрушение и в их количестве при прохождении макротрещины \perp -но (рис. 4) или \parallel -но слоям. Вклад в работу разрушения при прохождении макротрещины вносят: эффективная поверхностная энергия компонентов структуры – твердых растворов, карбидов и карбидо-силицидных соединений (1), поверхностная энергия микротрещин (2), пластическая деформация нехрупких твердых растворов (3), расслоения по границам раздела фаз (4), трение по поверхностям микроразрушений (5).

Таблица 1 - Результаты испытаний композитов Nb/(Si-C)1 и 2 на трещиностойкость

Приложение нагрузки	K^* , МПа·м ^{1/2}	g , Дж/м ²	Приложение нагрузки	K^* , МПа·м ^{1/2}	g , Дж/м ²
P ⊥(ab)	12,0	2690	P (ab)	7,9	2230
	10,8	2120		12,9	2430
	15,6	3280		10,5	1530

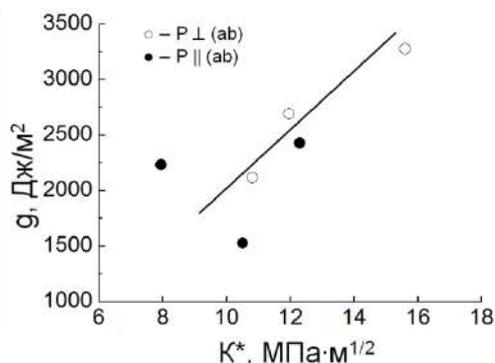
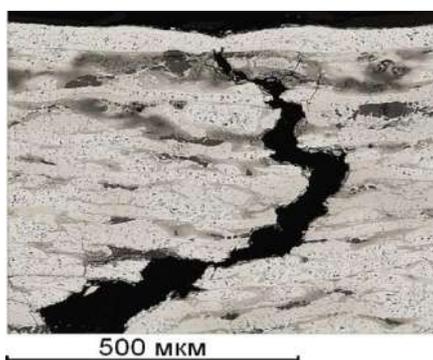


Рисунок 4 - Траектория макротрещины в очаге разрушения композита Nb/(Si-C)2 при P⊥(ab)

Рисунок 5 - Корреляция трещиностойкости K^* с эффективной поверхностной энергией g

Интерес представляет установление корреляции между трещиностойкостью K^* и эффективной поверхностной энергией g (рис. 5). На основании пока ограниченного набора данных можно констатировать, что рост параметров происходит одновременно.

Выводы. Исследования микроструктуры показывают в пользу выбранного метода получения жаропрочных композитов из многокомпонентных сплавов. Не прибегая к плавильным технологиям, получены слоистые композиты из сплава ниобия с Ti, Mo, Cr, ZrAl, упрочненные соединениями этих металлов с SiSi.

1. Результаты испытаний на прочность нацеливают на получение завершенных слоистых структур при длительных выдержках и высоких температурах сварки.

2. Значения трещиностойкости композитов таковы, что они занимают положение между керамикой и высокопрочными металлическими сплавами, что является не достаточно удовлетворительным. Улучшить K^* возможно (1) за счет увеличения доли вязко-пластичного (Nb)-твердогораствора в слоистой структуре композита. Но более эффективным представляется (2) сохранение вязко-пластичного состояния слоев, наследующих в композите фольги металлических сплавов.

Дело в том, что Nb-фольги и фольги сплавов становятся более прочными в результате проникновения в них углерода, кремния, а также бора в процессе диффузионной сварки пакетов. Чтобы этого не происходило можно заранее организовать диффузионные барьеры против проникновения этих элементов в вязко-пластичные слои композита, которыми, возможно, могут быть тонкие слои тех же карбидов, силицидов и боридов.

ТВЕРДОФАЗНОЕ ПОЛУЧЕНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО КОМПОЗИТА СО СЛОИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ИЗ НИОБИЕВОГО СПЛАВА С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ И КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Коржов В.П.

ИФТТ РАН, г. Черноголовка Московская обл., korzhov@issp.ac.ru

Исследовали слоистые композиты из Nb-сплава с интерметаллидным и карбидным упрочнением. Композиты получали по твердофазной технологии за 2 этапа диффузионной сварки под давлением многослойных пакетов, составленных из металлических фольг. Способ полностью исключал плавление исходных компонентов.

На 1-м этапе пакеты собирали из тонких фольг сплавов Nb–2 мас.%Zr (NbZr), Nb–0,1 мас.%C (NbC) и триады Σ из фольг тех же сплавов и молибдена: NbZr, Mo и NbC, заключенной в U-элемент из фольги Ti-сплава: Ti–10,0 %Cr–7,3 %Mo–2,6 мас.%Al.

Тогда повторяющаяся последовательность из триады и фольг в пакете будет такой: NbZr / Σ / NbC, а последовательность слоев в пакете можно представить как

NbZr / Σ / NbC // NbZr / Σ / NbC // NbZr ... Σ / NbC,

где Σ – триада [Ti-сплав/NbC/Mo/NbZr/Ti-сплав]. В пакетах содержалось по 5 штук Σ , NbZr и NbC. Размеры пакетов: 1,9×25×40 мм.

Пакеты подвергались диффузионной сварке (ДС) при 1350°C в течение 1 ч. Нагрев, выдержка и охлаждение происходили под давлением 14,7 МПа. Структура пакетов после сварки показана на рис. 1. Наиболее легкий титановый сплав представлен темными слоями (рис. 1а), молибден, как более тяжелый элемент, – светлыми слоями (рис. 1б). Другие слои можно определить по приведенной выше последовательности. По обе стороны от Mo-слоя располагались слои из сплавов NbZr и NbC. Граница между повторяющимся набором фольг NbZr/ Σ /NbC не просматривалась, вследствие взаимной диффузии между фольгами из NbZr и NbC.

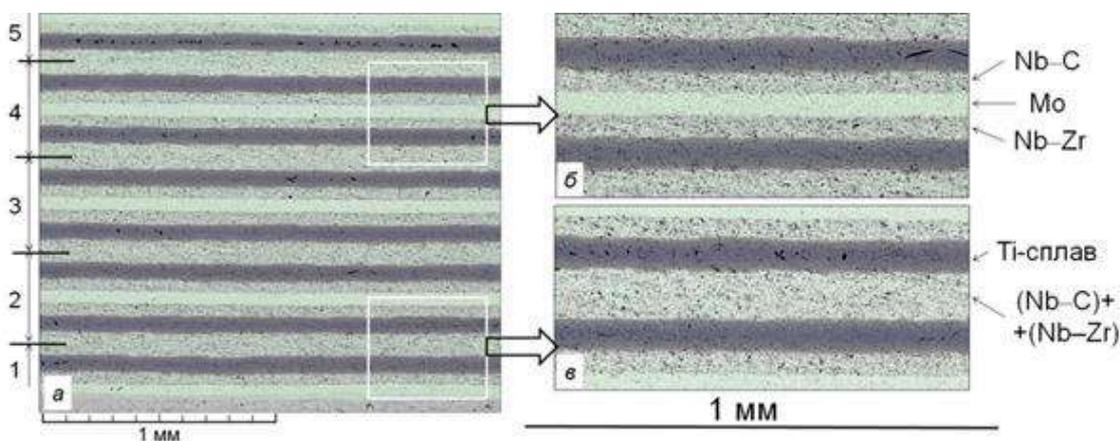


Рисунок 1 - Структура пакета 1-й сборки после диффузионной сварки:
1–5 – повторяющийся набор фольг NbZr/ Σ /NbC

Пакеты после 1-й сварки не содержали хрупких компонентов. Поэтому они легко прокатывались до ленты толщиной 0,2 мм. Лента разрезалась на отрезки установленной длины, которые использовались для сборки другого типа пакетов.

Отметим, что при прокатке между слоями высвобождались атомно чистые, так называемые, ювенильные поверхности соприкасающихся разнородных фольг, которые при обжатии под валков сближались на расстояния действия межатомных сил, и в результате образования металлических связей происходило их сцепление. При пластических деформациях это явление называется «схватыванием» [1].

Способность металлов к «схватыванию» является физическим свойством ювенильных поверхностей. Это свойство соприкасающихся поверхностей (однородных

или неоднородных) является термодинамически выгодным процессом и происходит самопроизвольно, так как энергия системы из соединенных металлов становится меньше за счёт ликвидации свободных поверхностей. Прокатка, таким образом, является способом получения ювенильных поверхностей. Описанный процесс и получение неразъемного пакета происходит в процессе его прокатки даже при комнатной температуре.

В нашем случае образование ювенильных поверхностей способствует взаимной диффузии разнородных атомов по сравнению с тем, если бы прокатки не было.

Второй этап (сборка + ДС) начинался с того, что на одну из поверхностей отрезков лент после 1-го этапа наносилось суспензионное покрытие из «тонкого» Si-порошка в поливинил-бутирале. После 5–6-часового пребывания на воздухе покрытие становилось твердым слоем, прочно сцепленным с поверхностью фольги. Из таких отрезков лент с покрытиями собирали новые пакеты. Для одного пакета использовали 7 шт. многослойных фольг (рис. 2,а).

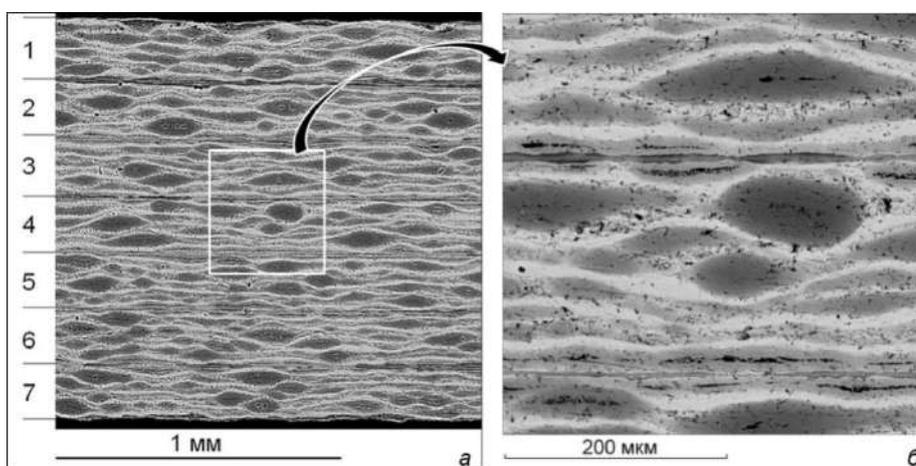


Рисунок 2 - Макро- (а) и микроструктура (б) композита после 2-й диффузионной сварки: 1–7 – многослойные отрезки после 1-й сборки.

Во 2-м цикле пакет в собранном состоянии представлял собой чередование многослойных слоев после 1-го цикла, со слоями Si-покрытия. Сварка пакета во 2-м цикле была аналогична первой, кроме медленного (6,5–7 град./мин) нагрева на отрезке от комнатной температуры до ~600°C, чтобы твердый поливинил-бутираль полностью испарился из пакета. Достаточное количество углерода в композите обеспечивалось за счет углерода в фольгах сплава Nb–0,1 мас.%C и CO-атмосферы в камере для диффузионной сварки под давлением благодаря графитовому нагревателю.

На рис. 2,а показана структура поперечного сечения композита из многослойных отрезков «после 1-ой сборки» (1–7). Они разделены тонкими прослойками (рис. 2,б), которые образовались на месте Si-покрытий и имели два структурных объекта. Первый – это тонкий непрерывающийся слой 1 карбида-силицида $(\text{Nb}_{0,75}\text{Me}_{0,17})_{0,93}(\text{C}_{0,56}\text{Si}_{0,51})_{1,07}$, где Me – Ti, Cr, Mo и Al (рис. 3).

Вторым объектом были прерывающиеся слои светло-серого цвета 6 (рис. 4), расположенные по обе стороны от карбида-силицидного слоя 1. Их состав изменялся от близкого к карбиду на основе $\beta\text{-Nb}_2\text{C} - (\text{Nb,Me})_2\text{C}$ – до состава карбида $(\text{Nb,Me})_4\text{C}_{3-x}$, где Me – Ti, Cr, Al, Mo и Si. Там, где толщина этих слоев становилась больше средней, в них наблюдались скопления из темных частиц карбида титана TiC (см. рис. 3, стрелки 2 и 4). Можно заключить, что на месте покрытия образовалась упрочняющая композит прослойка из карбидной и карбида-силицидной фаз.

Но состав рассмотренных структурных объектов таков, что согласно диаграмме состояний Nb–C, его можно интерпретировать и по-другому – как соответствующего перитектоидной структуре из двух карбидов ниобия $(\text{Nb,Me})_2\text{C} + (\text{Nb,Me})_4\text{C}_{3-x}$.

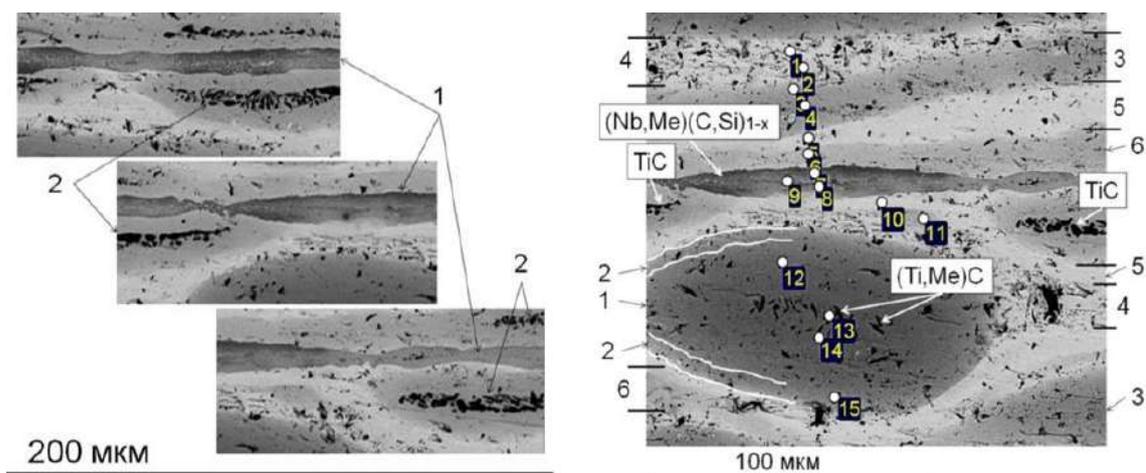


Рисунок 3 - Карбидосилицидная упрочняющая фаза $(\text{Nb,Me})(\text{Si,C}) \equiv (\text{Nb}_{0,71}\text{Me}_{0,38})_{1,09}(\text{Si}_{0,58}\text{C}_{0,33})_{0,91}$, где Me – Ti, Cr и Al (1) и скопления выделений карбидной фазы MeC (Me – Ti и Nb) (2)

Рисунок 4 - Микроструктура композита после 2-й ДС для иллюстрации результатов локального рентгено-спектрального анализа (1–15 – точки анализа): 1 – (Ti, Nb, Me)–C и 2 – (Nb, Ti, Me)–C, где Me – Cr, Al и Mo; 3 – (Nb, Ti, Me)–C, где Me – Cr, Al, Mo и Si; 4 – [(Nb, Me)–C] + (Nb,Me)C, где Me – Al, Si, Ti и Cr; 5 – [(Mo, Me)–C] + (Mo,Me)C, где Me – Al, Si, Ti и Cr; 6 – (Nb,Me)₂C + (Nb,Me)₄C_{3-x}, где Me – Ti, Cr, Al, Mo и Si

После прокатки регулярность слоистой структуры композита нарушалась вследствие образования большого числа включений 1 дискообразной формы, наследовавших фольги Ti-сплава (см. рис. 4), которые из всех фольг были наименее деформируемые – отсюда их дискообразная форма. Это следует из локального РС-анализа, согласно которому внутри «диски» имели эвтектическую структуру на основе титана такого состава (в ат.%): 38,8Ti–28,6Nb–8,8Me–C23,8 (Me – Cr, Al и Mo). К тому же внутри дискообразных формирований наблюдались выделения карбида титана $(\text{Ti}_{0,91}\text{Me}_{0,16})_{1,07}\text{C}_{0,93} = (\text{Ti,Me})\text{C}$, где Me – Nb, Cr, Mo, Al и Zr (см. рис. 4, точка анализа 13). Но снаружи (слой 2, точка анализ 15) они имели состав с преимущественной концентрацией уже ниобия – $(\text{Nb}_{36,9}\text{Ti}_{33,1}\text{Me}_{6,9})_{76,9}\text{C}_{23,1}$.

Другие структурные объекты в композите, которые удалось установить (см. рис. 4):

- слой серого цвета 3 с эвтектической структурой (Nb, Ti, Me)–C, где Me – Cr, Al, Mo и Si, состава 49,2Nb–29,1Ti–6,5Me–C15,2 (см. диаграмму состояний Nb–C);
- слой 4 эвтектического состава 71,6Nb–2,9Me–25,5C (Me – Ti, Al, Cr и Si) с включениями карбида (Nb,Me)C, где Me – Al, Si, Ti и Cr, наследовавший фольги Nb–C. И, бывшие Mo-фольгой, слои 5 с составом 42,9Mo–13,1Me–C44,0 (Me – Al, Si, Ti и Cr), который, согласно диаграмме Mo–C, соответствовал эвтектоидной структуре из двух Mo-карбидов, один из которых – (Mo,Me)C (см. диаграмму состояний Mo–C).

Механические свойства жаропрочных композитов из многокомпонентного ниобиевого сплава с карбидным и карбидо-силицидным упрочнением представлены кратковременными испытаниями на изгиб при комнатной температуре и температурах в интервале 1100–1350°C. Было испытано достаточно большое количество образцов, вырезанных из трех композитов, приготовленных в одинаковых условиях. Нагрузку прикладывали перпендикулярно плоскости слоев. При комнатной температуре значения предела прочности σ_B изменялись в пределах 310–540 МПа. При 1100°C σ_B незначительно падал до 280–490 МПа, оставаясь на высоком уровне и при 1300°C – от 200 до 390 МПа (рис. 5).

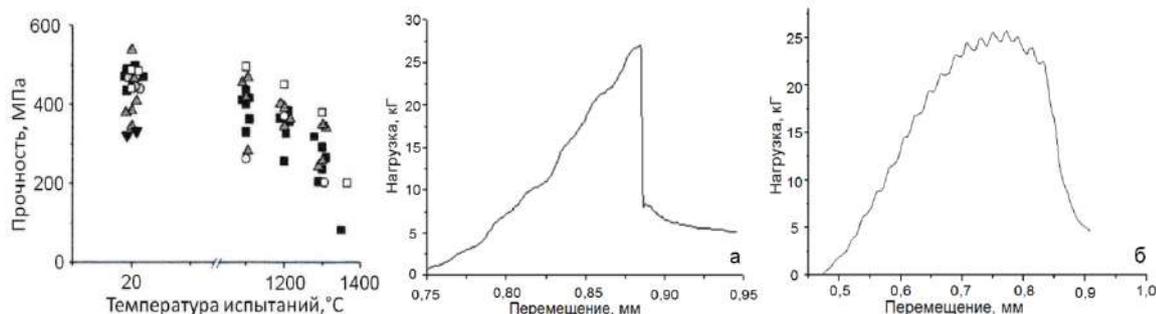


Рисунок 5 - Зависимость предела прочности $\sigma_{в}$ (○, ▲ и ■) и предела пропорциональности $\sigma_{пц}$ (□) при испытаниях на изгиб слоистых композитов твердофазного приготовления с матрицей многокомпонентного Nb-сплава и (Si-C)-упрочнением: ○ – 1-й, ▲ – 2-й и ■, □ – 3-й композиты

Рисунок 6 - Экспериментальные кривые нагрузка-перемещение для образцов из слоистых композитов с матрицей многокомпонентного Nb-сплава и (Si-C)-упрочнением: а и б – соответственно температуры испытания 20 и 1200°C

На рис. 6 представлены кривые нагрузка-перемещение при комнатной температуре и при температуре 1200°C. Разрушение образцов при комнатной температуре имело больше хрупкий, но не «катастрофически» хрупкий, характер. Об этом можно судить по ниспадающей ветви кривой разрушения, которая свидетельствует о торможении магистральной трещины в слоях частично вязко-пластичной матрицы,

При температурных испытаниях на восходящих стадиях кривых нагрузка-перемещение наблюдалось отклонение от линейной зависимости значительно раньше разрушения образца. Поэтому, наряду с пределом прочности $\sigma_{в}$, была возможность определять и предел пропорциональности $\sigma_{пц}$. Кроме того, явная немонотонность, проявившаяся на восходящей ветви кривой нагрузка-перемещение, свидетельствует о положительном влиянии на разрушение прочных и вязко-пластичных слоев, чередующихся в композите.

Выводы. Проведенные исследования показали, что твердофазным способом за 2 цикла диффузионной сварки пакетов и их прокатки (после 1-го цикла) можно получать слоистые композиты из многокомпонентных сплавов и упрочняющих его тугоплавких интерметаллических соединений и карбидов.

Испытания на прочность показали, что материал обладал кратковременной прочностью в интервале 200–400 МПа при 1300°C. Но это – не предел. Есть реальные возможности повысить достигнутый уровень прочности за счет изменения *структуры* путем: *оптимизации объемного соотношения фаз*, отвечающих за характеристики сопротивления разрушению (1) и подбор *аматериала упрочняющих фаз*.

Разрабатываемый твердофазный метод привлекателен ещё и тем, что не требует использовать плавильные технологии, всегда обремененные получением слитка и последующего его длительного передела в изделие. Это особенно актуально при изготовлении не крупногабаритных изделий или когда есть проблема совместности расплава с материалом тигля, как, например, для нужных нам сплавов Nb-Ti.

ЛИТЕРАТУРА

1. Засуха П.Ф., Корщиков В.Д., Бухвалов О.Б., Ершов А.А. // Биметаллический прокат. М.: «Металлургия», 1971. – 264 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Овчинников В.И., Давыдкин В.Н.

ОХП НИИ ИП с ОП ГНУ ПМ, Платонова 12б, Минск, Беларусь

В работе представлены результаты компьютерного моделирования напряженного состояния многослойного композиционного материала в зависимости от величины прикладываемого нагружения с помощью программного интерфейса ELCUT. Приведены результаты моделирования и исследований влияния содержания частиц нанопорошка SiO_2 на прочностные характеристики и деформационные процессы, возникающие в трехслойном дисперсно-наполненном полимерном композите на основе эпоксидно-диановой смолы ЭД-20 и стеклоткани типа Е толщиной 0,5 мм при статическом нагружении.

Введение

Одним из направлений в создании дисперсно-наполненных полимеров является их модификация частицами керамик для снижения хрупкости и повышения ударостойкости. Положительные результаты были получены для ударопрочного полистирола, эпоксидных и других матриц [1,2]. Механизм упрочнения материалов, по-видимому, весьма сложен, но главная роль отводится торможению развития трещины керамическими частицами. Многие авторы указывают на целесообразность создания в целях повышения прочности переходного слоя, обладающего высокой адгезией к матричному полимеру и керамической частице [3,4].

Важным моментом при получении композиционного материала с заданными свойствами является моделирование этих свойств на стадии его разработки.

Цель работы - моделирование напряженного состояния в многослойных композиционных материалах при статическом нагружении.

Материал исследования

Для исследования поведения модельных образцов многослойного композиционного материала при статическом нагружении были выбраны следующие компоненты: в качестве полимерной матрицы эпоксидная смола ЭД-20, в качестве наполнителя нанопорошок SiO_2 с размером частиц 100 - 200 нм, в роли промежуточного армирующего слоя использовали стеклоткань типа Е толщиной 0,1 мм, плотностью $1,63 \text{ г/см}^3$, пропитанной эпоксидной смолой ЭД 20.

Для экспериментальных исследований были изготовлены трехслойные образцы из ЭД 20с добавлением различной объемной концентрации - до 20 % нанопорошков SiO_2 и промежуточного слоя из стеклоткани пропитанной ЭД-20. Предел прочности на растяжение и модуль упругости Юнга определялись с помощью машины для прочностных испытаний материалов Zwick/ Roell Z005 (Германия).

Компьютерное моделирование напряженного состояния в многослойных композициях

Программный интерфейс ELCUT

ELCUT - это не только интерактивная система, но и COM-сервер, который можно вызывать из собственных программ, написанных на разных языках программирования, таких как Visual Basic, C++, C#, Delphi, а также на скриптовых языках и языках прикладных пакетов (Excel, Word, Matlab).

Программный интерфейс ELCUT представлен как совокупность объектов с их методами и свойствами. Техника работы с объектами весьма похожа на

программирование в среде Microsoft Word или Excel. Совокупность программных объектов, примеров и инструментов для программирования носит название технология Active Field.

К программным объектам ELCUT относится и LabelMover, представляющий собой инструмент параметрического анализа. С его помощью можно исследовать зависимости между параметрами задачи (ее геометрией и физическими свойствами) и характеристиками решения задачи. В дополнение к диалоговому интерфейсу пользователя, LabelMover предоставляет два вида программного интерфейса: COM интерфейс и интерфейс командной строки.

Расчет упруго-напряженного состояния применяется при проектировании большинства механических конструкций. В задачах теории упругости интерес представляют перемещения, деформации, и различные компоненты тензора напряжений.

Используя пакет ELCUT можно решать линейную задачу упругости сплошной среды для плосконапряженного, плоскодеформированного или осесимметричного напряженного состояния. Уравнения записаны в терминах напряжений.

Расчет прочностных характеристик полимерного композиционного материала в зависимости от количества наполнителя

Для исследования распределения напряжений, деформаций и перемещений в исследуемом композиционном материале была создана компьютерная модель в программном пакете ELCUT, которая представлена на рисунке 1.

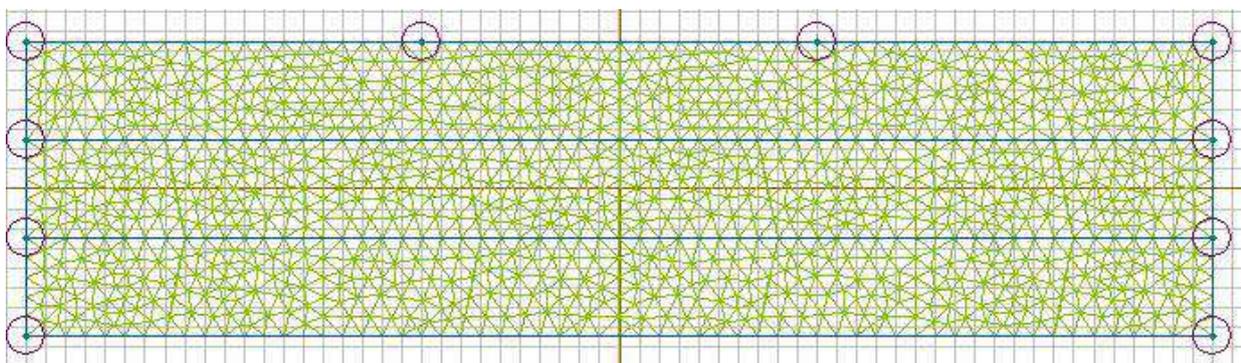
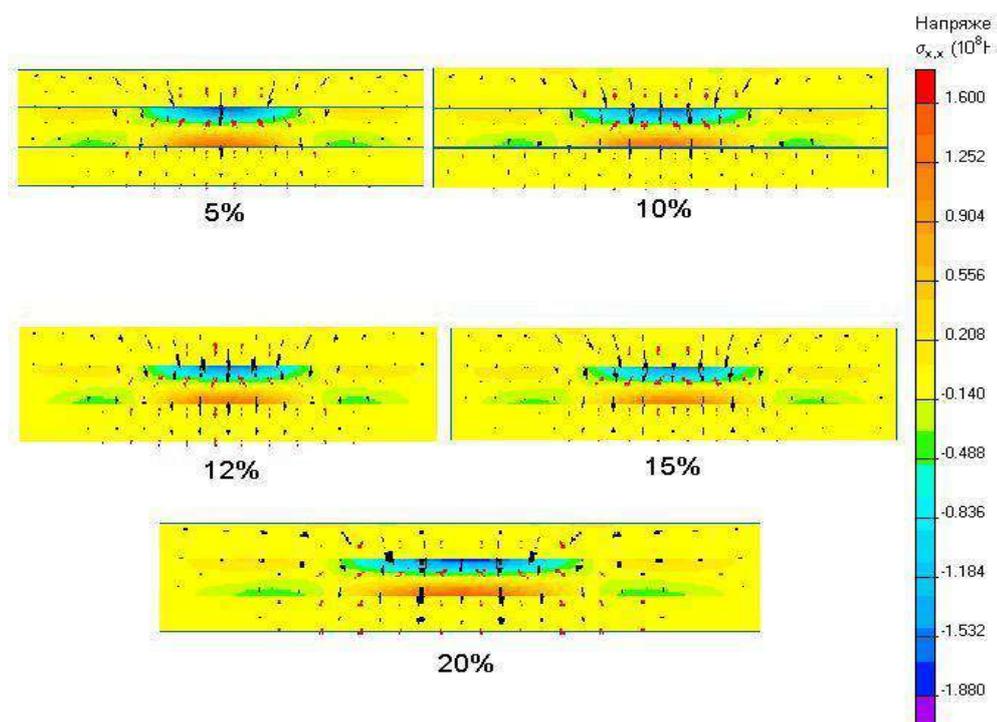


Рисунок 1- Модель образца исследуемого трехслойного материала

Длина исследуемого образца – 10 мм, толщина образца 1,5 мм, толщина слоя – 0,5 мм.

Сетка конечных элементов для каждого слоя состоит из 450 узлов, общее количество узлов 1243. В качестве среднего слоя было использована стеклоткань типа Е, пропитанная эпоксидной смолой, внешние дисперсно-наполненные слои изготовлены из эпоксидно-диановой смолы ЭД-20 с различным содержанием наполнителя 5 %, 10 %, 15 %, и 20 % из нанопорошка диоксида кремния фракции 100 - 200 нм.

Для данных образцов приложенное давление было распределено в центральной части образца в области 2 мм. Величина давления $5 \cdot 10^7$ Н/м². При таких условиях поля напряжений в трехслойном материале распределяются, как показано на рисунке 2.



содержание SiO_2 в материале а) 5 % б) 10 %, в) 15 %, г) 20 %
 Рисунок 2 - Распределение полей напряжения в трехслойном композиционном материале

Анализ результатов приведенных на рисунке 2 показал, что наибольшая концентрация напряжений во всех образцах данного трехслойного композита сконцентрирована на границе между нижним слоем эпоксидной смолы с наполнителем SiO_2 и слоем пропитанной стеклоткани, а наименьшее – на верхней границе между слоями эпоксидной смолы с наполнителем и пропитанной стеклоткани. Самый большой градиент между напряжениями на верхней и нижней границах раздела между слоями присутствует в образце с 20 % содержанием нанопорошка диоксида кремния.

Величина напряжений на нижней границе больше, чем на верхней на 15- 20 %.

На рисунке 3 показаны области полей перемещения материала в трехслойной композиции при постоянном давлении $P=5 \cdot 10^7 \text{ Н/м}^2$. Самые большие перемещения сконцентрированы в центральной части образца, что определяется областью приложенных давлений на площади примерно 2 мм^2 . Наибольшей способностью к сопротивлению перемещениям имеет образец композита с содержанием диоксида кремния 12 %. Даже для образцов трехслойного композиционного материала с минимальным и максимальным содержанием диоксида кремния, 5 % и 20 % перемещение нижнего слоя – имеют минимальные значения, что говорит о высокой сопротивляемости композита разрушению и достаточной прочности.

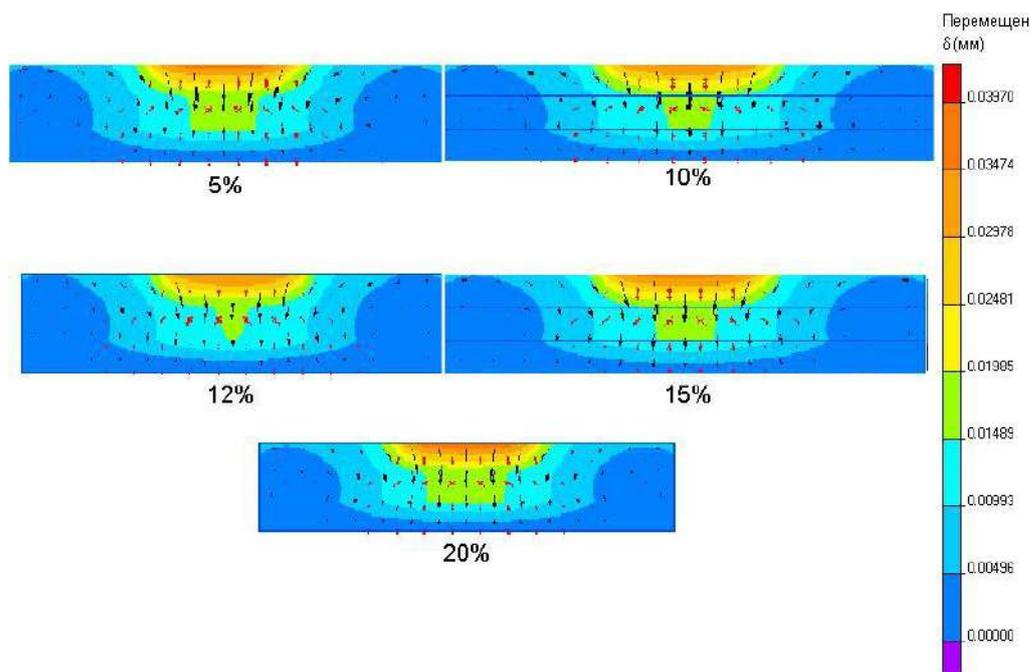


Рисунок 3 - Поля перемещений материала при различном % содержании наполнителя SiO₂

На рисунке 4 представлены расчеты перемещений компонентов материала в трехслойном композиционном материале для композиций с различным содержанием SiO₂. При постоянном давлении $5,0 \cdot 10^7$ Н/м² минимальное перемещение 0,0357 мм имеется в образце с содержанием наполнителя SiO₂ 12 %, максимальное 0,0398 с содержанием SiO₂ - 20 %. Увеличение процентного содержания наполнителя приводит к увеличению центров торможения распространения трещин, с одной стороны, и концентрации напряжений, с другой стороны, что может привести к большим смещениям материала вплоть до разрушения с увеличением нагружения.

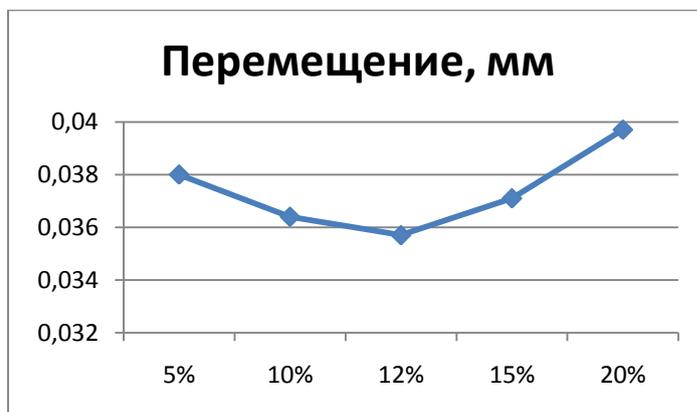


Рисунок 4 - График изменения перемещения материала

По результатам моделирования, можно сделать вывод, что для каждого дисперсно-наполненного композиционного и даже многослойного материала имеет место оптимальный процент наполнения (в данном случае 12 %), при котором материал обладает высоким сопротивлением деформации при нагружении с постоянной величиной давления, а также хорошими физико-механическими свойствами, что свидетельствует о положительном влиянии армирования керамическими наночастицами.

Для сравнения расчетов, проведенных с помощью программного пакета ELCUT, были проведены испытания предела прочности на растяжение и модуль

упругости Юнга на машине Zwick/Roell Z005 для механических испытаний материалов. Результаты расчетов и измерений приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Расчетные и экспериментальные значения модуля упругости для композиционного материала с различным содержанием SiO₂

С - Содержание SiO ₂ , %	Е-модуль упругости расчетный, ГПа	Е - модуль упругости, экспериментальный, ГПа
5	1,21	1,15
10	1,305	1,205
12	1,34	1,23
15	1,22	1,18
20	1,15	1,1

Из результатов, приведенных в таблице 1, следует, что расчетные и экспериментальные значения модуля упругости композиционного материала на полимерной основе, армированного стеклотканью и упрочненного частицами SiO₂, хорошо коррелируют между собой.

Аналогичная зависимость модуля упругости от объемной концентрации установлена для нанопорошков Al₂O₃. При увеличении концентрации порошка с 0 до 15 % наблюдается рост характеристики и при 15 % достигает максимума. Изменение модуля упругости при этом составило на 23%. При дальнейшем увеличении концентрации порошка значительного роста механических характеристик не наблюдалось.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе показаны возможности программного пакета ELCUT в области моделирования прочностных свойств различных материалов и его применение может значительно ускорить и облегчить научные исследования в области разработки новых материалов.

Компьютерные модели полимерных многослойных композитов позволяют выявить аналитические зависимости, показывающие влияние свойств порошков, волокон, матрицы, их адгезионного взаимодействия, структуры материала и механизмов разрушения на макроскопические упругопрочностные характеристики однонаправленного слоя.

Результаты проведенных исследований на модельных дисперсно-наполненных композиционных материалах позволяют оптимизировать распределение наполнителя в матрице по составу и параметрам микроструктуры, установить характер упруго - напряженного состояния при статическом нагружении и могут быть полезны для моделирования других композиционных материалов.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1 Липатов, Ю. С. Будущее полимерных композиций [Текст]/ Ю. С. Липатов. – Киев: Наук. думка, 1984. – 135 с.

2 Кацевман, М. Л. Новые высокотехнологичные композиционные термопласты для перспективных моделей автомобилей ВАЗ [Текст] / М. Л. Кацевман, А. С. Лунин, П. А. Лесничий [и др.] // Пласт. массы. – 2006. – № 10. – С.26-28.

3 Whites, K. Wave Computation of Constitutive Parameters for Lossless Com-posite Chiral Materials[Text]/K. Whites, W. Full//IEEE Trans. Antennas Propagat. -1995.-Vol.43, № 4. - P. 376-384.

4 Жигун, И.П. Свойства пространственно-армированных пластиков [Текст]/ И.П. Жигун, В.А. Поляков // - Рига: Зинатне, 1978. - 215 с.

5 Бухаров, С. В. Конструкции из композиционных материалов [Текст]/ С.В. Бухаров//, 2000. -№1. -С. 43-49.

6 Наполнители для полимерных композиционных материалов: справочное пособие [Текст] / Пер. с англ. под ред. П.Г.Бабаевского. - М.: Химия, 1981. - 736 с.

**ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО
УПРОЧНЕНИЯ, ВЫЗВАННОГО ДВОЙНИКОВАНИЕМ**

Аглетдинов Э.А., Ясников И.С., Виноградов А.Ю.

*НИИПТ, Тольяттинский государственный университет, Тольятти,
Россия, aeinar7@gmail.com*

Была разработана феноменологическая модель деформационного упрочнения на основе взаимодействия механизмов дислокационного скольжения и механического двойникования. Предлагаемая модель основана на двух внутренних переменных: плотности дислокаций и объемной доли двойников, отражающих эволюцию дислокационного скольжения и двойникования, а также их взаимодействие.

Была численно решена система уравнений, решением которой являются кривые напряжение-деформация $\sigma(\varepsilon)$ и эволюция объемной плотности двойников $F(\varepsilon)$. Полученные решения $\sigma(\varepsilon)$ сравнивались с экспериментальными кривыми напряжение-деформация, полученными при испытаниях на растяжение и сжатие чистого Mg и магниевого сплава ZK60 в различном микроструктурном состоянии. Эволюция объемной плотности двойников была экспериментально оценена с помощью метода АЭ и метода нейтронной дифракции.

Было отмечено хорошее согласие между экспериментальными наблюдениями и модельными решениями, что подтверждает правильность предлагаемого феноменологического подхода и постулатов, лежащих в его основе. Несмотря на свою простоту, модель точно восстанавливает деформационное поведение чистого Mg и магниевого сплава ZK60. Модель также точно улавливает характерный вогнутый участок кривой нагружения, вызванный активным двойникованием.

Сопоставление результатов анализа сигналов АЭ с компонентами скоростей деформации показало, что метод АЭ успешно может быть применен для выявления взаимной роли механизмов деформации, ответственных за деформационное поведение материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке “Государственное задание” № 11.5281.2017/ЕЧ.

**ВЛИЯНИЕ СПИН-СПИНОВОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА СИГНАЛЫ
СВОБОДНОЙ ИНДУКЦИИ ЯДЕР ^{55}Mn В МАНГАНИТАХ С РАССЛОЕНИЕМ
МАГНИТНЫХ ФАЗ**

Колесенко В.М., Русецкий Г.А.

ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению»,
ул. П. Бровка 19, 220072 Минск, Беларусь
koles@physics.by

Интерес к легированным манганитам $\text{Ln}_{1-x}\text{M}_x\text{MnO}_3$, где Ln – трехвалентный катион из группы лантаноидов, а M – двухвалентный щелочноземельный металл, например, Ca, Ba или Sr, связан с их интригующими магнитными и электронными свойствами. Благодаря сильной конкуренции между двойными обменными, сверхобменными взаимодействиями ионов Mn^{4+} , Mn^{3+} и электрон-фононными взаимодействиями (эффект Яна-Теллера в Mn) в манганитах могут возникать ферромагнитная изолирующая и металлическая фазы. В работах [1, 2] были обнаружены линии ЯМР ^{55}Mn от локализованных ионов Mn^{4+} , Mn^{3+} и Mn^{2+} , которые соответствуют ферромагнитной изолирующей фазе, и обменная линия Mn^{4+} , Mn^{3+} , связанная с ферромагнитной металлической фазой (ФМФ). Кроме того, было установлено, что в областях с разными локальными характеристиками в большом температурном интервале наблюдается дополнительная фазовая сепарация ФМФ. В частности, эта сепарация наблюдалась в эксперименте по двухимпульсному спиновому эхо и проявилась в виде двух линий в спектре ЯМР с частотами 365 и 373,9 MHz [3]. Такое расслоение фазы может объясняться изменением величины сверхтонкого взаимодействия и подвижности заряда в соответствующих областях ФМФ.

Аналогичные исследования можно выполнить с помощью сигналов одноимпульсного эхо (ОЭ) [4-7]. Так, в образце толуола теоретически показано, что экспериментально наблюдаемые сигналы ОЭ представляют собой разделённые во времени вклады от двух неоднородно уширенных ядерных подсистем [7].

В тоже время, поведение сигналов свободной индукции в манганите будет существенно отличаться от динамики этих сигналов в толуоле. В манганитах, вследствие того, что спин-спиновое взаимодействие происходит через электронную упорядоченную подсистему (сул-накамуровское взаимодействие), ядра сильно взаимодействуют между собой, а это приводит к модификации сигналов свободной индукции в ядерных подсистемах и к возникновению кратных эхо откликов [8, 9]. Однако, до сих пор не ясно, какой вклад даёт каждая подсистема и их взаимодействие в сигнал свободной индукции и ОЭ.

С учетом изинговского взаимодействия опишем две неоднородно уширенные двухуровневые ядерные подсистемы с центральными частотами переходов ω_{01} , ω_{02} ($\omega_{01} < \omega_{02}$), возбуждаемые радиочастотным (РЧ) импульсом с несущей частотой ω , длительностью t_1 и эффективной амплитудой ηB_1 , которой соответствует эффективная частота Раби $\omega_{ef} = \eta \gamma B_1$ (где γ – гиромагнитное отношение; η – коэффициент усиления РЧ поля на ядрах в областях ФМФ). Тогда гамильтониан задачи можно записать в виде (индексы 1 и 2 соответствуют первой и второй подсистеме):

$$\hat{H} = \hat{H}_1 + \hat{H}_2 + \hat{H}_{11} + \hat{H}_{22} + \hat{H}_{12}, \quad (1)$$

где \hat{H}_1 и \hat{H}_2 – гамильтонианы первой и второй ядерных подсистем; \hat{H}_{11} , \hat{H}_{22} , \hat{H}_{12} – гамильтонианы, описывающие изинговское взаимодействие ядер

соответствующих подсистем. Обозначим коэффициенты, характеризующие величину изинговского взаимодействия между ядрами подсистем литерой k , с соответствующими индексами.

В рамках нашей модели будем считать, что ядра распределены по объему образца равномерно и находятся в узлах кубической решетки. Предполагаем также, что ядра взаимодействуют только с ближайшими соседями. Эта модель позволяет найти намагниченности неоднородно уширенных ядерных подсистем (с компонентами u , v , w) после действия РЧ импульса. Контур неоднородно уширенных линий будем описывать функцией Гаусса с полушириной σ . На рисунке 1 показано поведение компоненты намагниченности v_2 от второй подсистемы.

Описанная модель позволяет разделить вклады каждой из подсистем в формирование сигнала свободной индукции. Данная информация может быть полезной для определения величины изинговского взаимодействия в двухкомпонентных средах.

Рассмотрим поведение сигналов свободной индукции для каждой из подсистем. Пусть 1-ая подсистема взаимодействует с РЧ импульсом резонансно и поэтому в ней возбуждается большее число ядер, чем во второй подсистеме, на которую РЧ импульс действует нерезонансно. По этой причине 1-ая подсистема посредством изинговского взаимодействия будет оказывать значительное влияние на формирование сигнала свободной индукции в 2-ой подсистеме, а обратное влияние будет слабым. Кроме этого, в резонансно возбуждаемой подсистеме в сигнале свободной индукции ОЭ формироваться не будет, так как известно, что сигналы ОЭ генерируются в нерезонансных условиях [5-7]. Таким образом, сигналы ОЭ будут формироваться только от 2-ой подсистемы. Поэтому далее нас будет интересовать отклик только от этой подсистемы.

Из рисунка 1 видно, что взаимодействие ядер 2-ой подсистемы с ядрами 1-ой подсистемы приводит к изменению фазы колебаний сигнала свободной индукции и уменьшению амплитуды сигналов ОЭ.

В тоже время, причиной формирования многократных сигналов является спин – спиновое взаимодействие ядер 2-ой подсистемы между собой. Действительно, если между ядрами 2-ой подсистемы спин-спиновое взаимодействие слабое, то в сигнале свободной индукции формируется только один сигнал ОЭ (рис. 1b), но когда это взаимодействие оказывается достаточно сильным, возникают многократные сигналы ОЭ (рис. 1a).

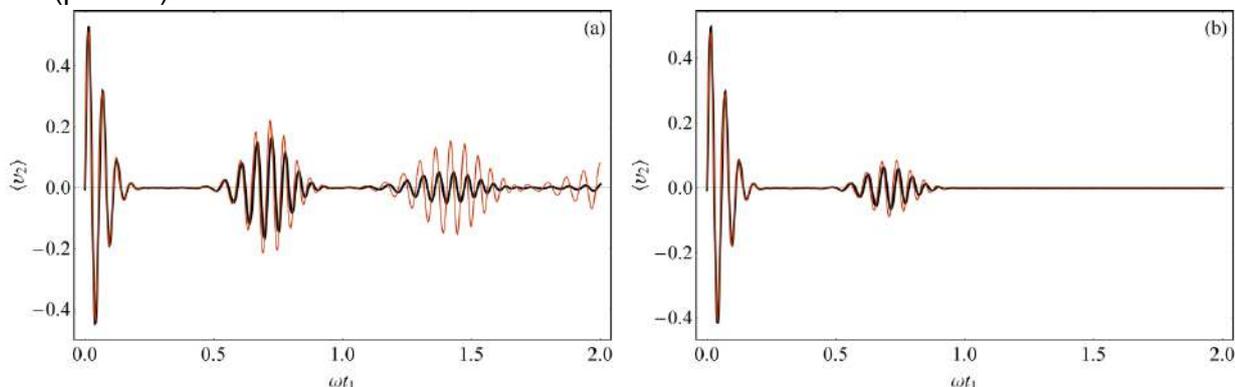


Рисунок 1 - Сигнал свободной индукции от ядерной подсистемы второй компоненты ФМФ: $k_2 = 0.9$ (a); $k_2 = 0$ (b); $k_{12} = 0.9$ (черная линия); $k_{12} = 0$ (красная линия); $\omega_{ef} t_1 = 35\pi$; $\delta_1 t_1 = 0$; $\delta_2 t_1 = 113$; $\sigma t_1 = 15$ ($\delta_{1,2} = \omega_{01,02} - \omega$; v_0 - равновесное значение намагниченности)

Таким образом, исследовано поведение сигнала свободной индукции в ядерных подсистемах двухкомпонентных сред типа манганитов с учетом изинговского спин – спинового взаимодействия, как внутри подсистем, так и между ними. Установлено, что в сигнале свободной индукции спин-спиновое взаимодействие внутри ядерных подсистем является причиной возникновения кратных сигналов одноимпульсного спинового эхо, а изинговское взаимодействие между подсистемами вызывает их затухание. Показано, что отклик от резонансно возбуждаемой ядерной подсистемы в двухкомпонентных средах со спин – спиновым взаимодействием, также как и в системах без такого взаимодействия, не содержит сигналов эхо. С другой стороны продемонстрировано, что эта ядерная подсистема оказывает существенное влияние на поведение свободной индукции в подсистеме, которая возбуждается в нерезонансных условиях, и данное обстоятельство должно учитываться при измерении изинговского взаимодействия с помощью сигналов одноимпульсного эхо.

Авторы выражают благодарность за ценные советы при подготовке работы А.П. Сайко и Г.Г. Федоруку.

ЛИТЕРАТУРА

- [1] G.J. Tomka, P.C. Riedi, Cz. Kapusta et al. J. Appl. Phys. 83, 7151 (1998).
- [2] М.М. Савоста, В.Д. Дорошев, В.И. Каменев и др. ЖЭТФ 124, 633 (2003).
- [3] А.С. Мазур. ФТТ 54, 2089 (2012).
- [4] G. Mamniashvili, T. Gegechkori, A. Akhalkatsi, T. Gavasheli. Journal of Superconductivity and Novel Magnetism. 28, 911 (2015).
- [5] В.С. Кузьмин, В.М. Колесенко. ЖПС 79, 411 (2012).
- [6] В.С.Кузьмин, И.З. Рутковский, А.П. Сайко, А.Д. Тарасевич, Г.Г. Федорук. ЖЭТФ 97, 880 (1990).
- [7] В.С. Кузьмин, В.М. Колесенко. ЖПС 68, 367 (2001).
- [8] A. M. Akhalkatsi, T. A. Gavasheli, T. O. Gegechkori, G. I. Mamniashvili, Z. G. Shermadini, W. G. Clark. Journal of Applied Physics. 105, 07D303 (2009).
- [9] Y.M. Bun'kov, B. S. Dumesh, M. I. Kurkin. JETP Letters. 19, 132 (1974).

**МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СОСТАВЛЯЮЩИХ
ДЕФОРМАЦИОННОЙ ДЕФЕКТНОЙ СРЕДЫ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННОГО
МАТЕРИАЛА С ГЦК-МАТРИЦЕЙ**

Данейко О.И., Ковалевская Т.А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, пл. Соляная, 3, 634002, Россия, e-mail: olya_dan@mail.ru*

Наноструктурные материалы занимают ведущее положение в современном материаловедении благодаря своим уникальным свойствам. В настоящей работе проведено исследование дисперсно-упрочненного материала с медной матрицей, упрочненной наноразмерными частицами, на основе математической модели пластической деформации [1, 2]. Предполагалось, что упрочняющие частицы являются некогерентными, недеформируемыми, сферическими, их диаметр δ варьировался в пределах от 5 нм до 20 нм, расстояние Λ_p между ними изменялось от 50 нм до 100 нм.

Основой элементарных механизмов пластической деформации скольжением являются процессы возникновения, размножения, движения и аннигиляции дефектов различного типа. В общем виде систему дифференциальных уравнений баланса деформационных дефектов можно представить следующим образом [1]:

$$\frac{d\bar{X}}{da} = G(\bar{X}, \bar{Y}, a, t) - A(\bar{X}, \bar{Y}, a, t) - R(\bar{X}, \bar{Y}, a, t),$$

где \bar{X} – вектор переменных, характеризующих дефектную среду, \bar{Y} – вектор переменных, характеризующих внешнее воздействие, a – степень деформации сдвига, t – время, $G(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$, $A(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$, $R(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$ – функции генерации, аннигиляции и релаксационной трансформации деформационных дефектов.

Наличие дисперсной упрочняющей фазы в материале существенно усложняет объект моделирования. Взаимодействие дислокаций с частицами в процессе пластической деформации помимо упрочняющего эффекта приводит к появлению ряда новых элементов дислокационной структуры [1, 3]. Между структурными элементами в ходе деформации и последующих релаксационных процессов возможны взаимные превращения. При этом характер и результат взаимодействий элементов дислокационной структуры с частицами может меняться с изменением соотношений масштабных характеристик упрочняющей фазы (размеры частиц, расстояние между ними) и дислокационной структуры [2, 4].

Математическая модель, реализуемая в данной работе, включает уравнения баланса сдвигообразующих дислокаций (плотность ρ_m), призматических дислокационных петель межузельного типа (ρ_p^i) и вакансионного типа (ρ_p^v), дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного типа (ρ_d^v) и межузельного типа (ρ_d^i), межузельных атомов (концентрация c_i), моновакансий (c_{1v}) и бивакансий (c_{2v}). Модель включает также уравнение, определяющее скорость деформации скольжения, и уравнение, описывающее внешнее воздействие на деформируемый материал. В расчетах учитывается, что генерация дислокаций в дипольных конфигурациях начинается при достижении критической плотности дислокаций, величина которой определяется масштабными характеристиками упрочняющей фазы [1].

Результаты расчётов показали, что плотность дислокаций различных типов, как и суммарная плотность дислокаций, растёт в процессе деформации при разных температурах (рис. 1). При более высоких температурах наблюдаются меньшие значения плотности дислокаций в призматических петлях и вакансионного, и межузельного типа (рис.1, в, г). Плотность сдвигообразующих дислокаций меняется сложным образом при изменении температуры (рис. 1, б). Причем вид кривых

зависимости плотности сдвигообразующих дислокаций от степени деформации при разных температурах является существенно различным. Плотность сдвигообразующих дислокаций определяется балансом между аннигиляционными и релаксационными процессами, протекающими в материале при пластической деформации скольжением.

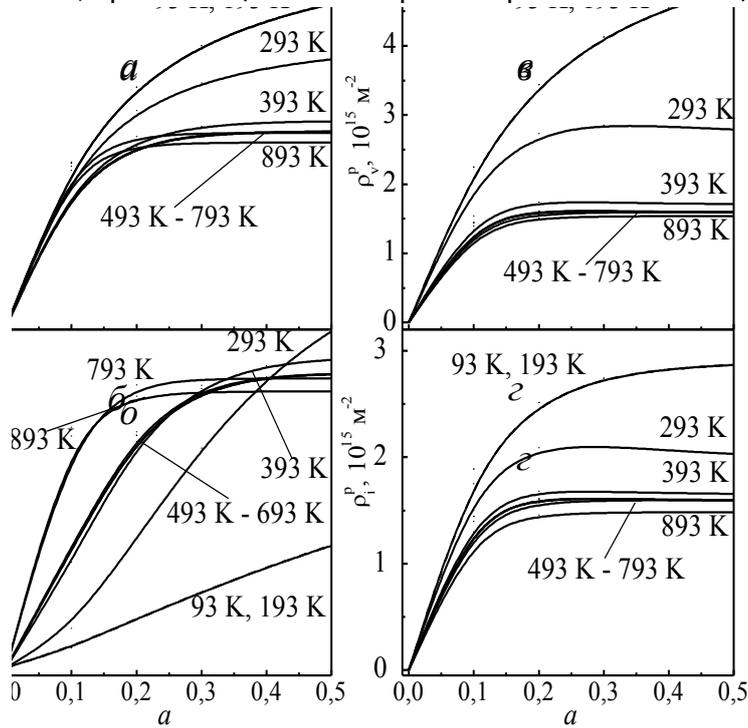


Рисунок 1 - Зависимость суммарной плотности дислокаций (а), плотности сдвигообразующих дислокаций (б), дислокаций в призматических петлях вакансионного (в) и межузельного (з) типа от степени деформации. Расстояние между частицами 50 нм; диаметр частиц 10 нм, температура деформации указана на рисунке

При увеличении температуры деформации от 93 К до 393 К увеличивается плотность сдвигообразующих дислокаций (рис. 2, а) и уменьшается плотность дислокаций в призматических петлях вакансионного типа при всех скоростях деформации (рис. 2, б). При средних температурах (393–793 К) скоростная и температурная зависимость плотности как сдвигообразующих дислокаций, так и дислокаций в призматических петлях не выражена (рис. 2, а, б). При высоких температурах (793–893 К) наблюдается уменьшение плотности сдвигообразующих дислокаций и дислокаций в призматических петлях за счет термодинамически равновесных точечных дефектов. Это особо заметно при низких скоростях деформации (рис 2, а, б, кривая 3).

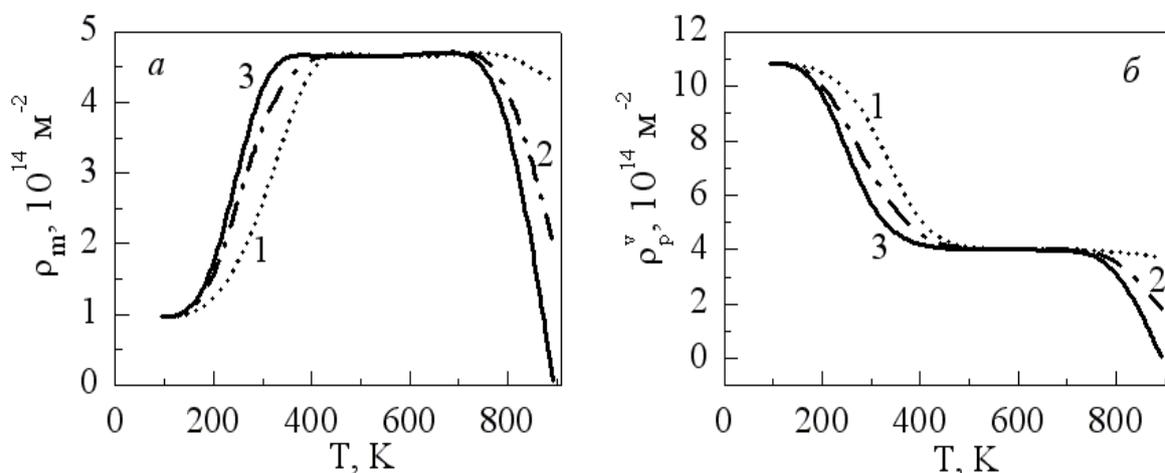


Рисунок 2 - Температурная зависимость плотности: а – сдвигообразующих дислокаций, б – призматических петель вакансионного типа. Размер частиц 10 нм, расстояние между частицами 100 нм, степень деформации 0,3, скорость деформации: 1 – 10^{-3} с^{-1} , 2 – 10^{-4} с^{-1} , 3 – 10^{-5} с^{-1} .

Наибольший вклад в общую плотность дислокаций в процессе деформации вносят призматические петли (рис. 3, а-е). Исключением являются малые степени деформации (0-0.05), где доминирующим элементом дислокационной подсистемы являются сдвигообразующие дислокации при всех масштабных характеристиках упрочняющей фазы (рис. 3). Дислокационные диполи не образуются и, соответственно, не вносят вклад в упрочнение материала с наночастицами на протяжении всего процесса пластической деформации при разных температурах и скоростях деформации, так как критическая плотность дислокаций, при достижении которой начинают формироваться дипольные дислокационные конфигурации, не достигается в материале с наноразмерными частицами.

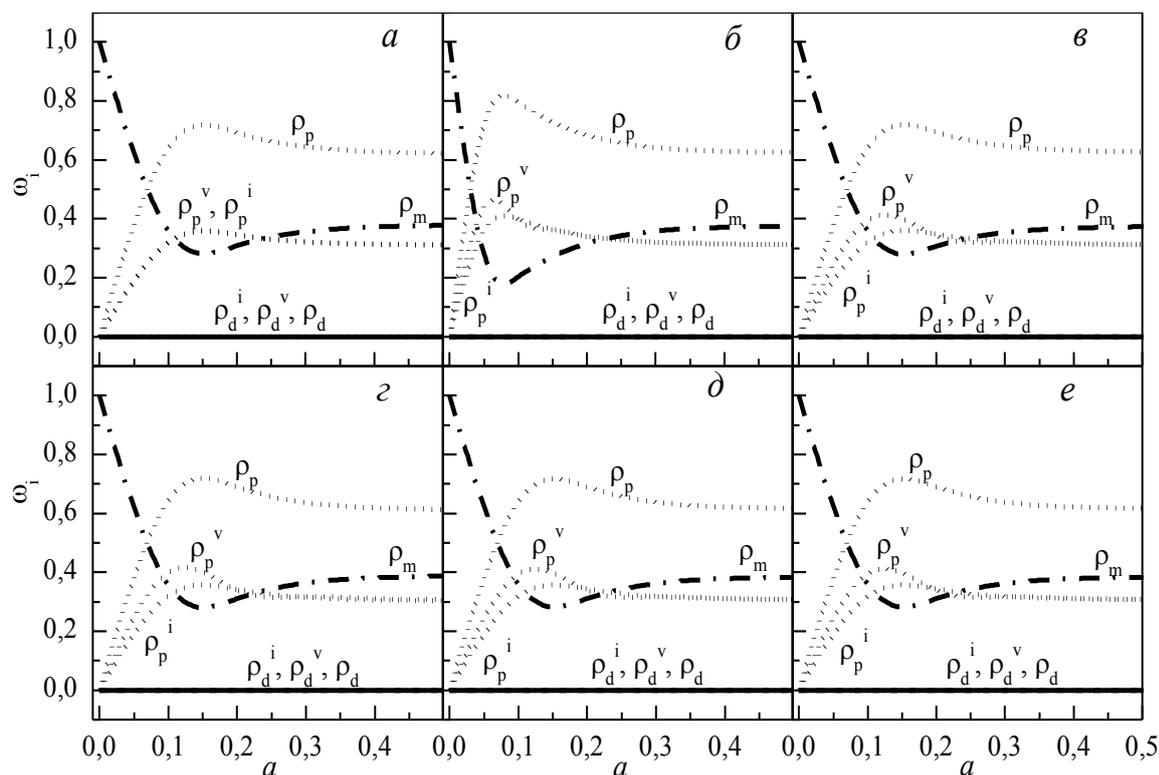


Рисунок 3 - Вклад плотности дислокаций различного типа в общую плотность дислокаций при температуре деформации 493 К. Расстояние между частицами, нм: а, б, в – 50, з, д, е – 100. Размер частиц указан на рисунке.

Работа выполнена при поддержке государственного задания на проведение научных исследований по проекту № FEMN-2020-0004.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Данейко О.И., Семёнов М.Е., Кулаева Н.А. // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – № 12. – С. 5–9.
2. Данейко О. И., Кулаева Н.А., Ковалевская Т. А., Колупаева С.Н. // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2015. – Т. 58. – № 3. – С. 46–51.
3. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Кулаева Н.А., Старенченко В.А. // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2014. – Т. 78. – № 3. – С. 351–356.
4. Кулаева Н.А., Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Старенченко В.А. // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2016. – Т. 21. – № 3. – С. 1089–1092.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СТЕНКАХ НАГРУЖЕННОЙ ВНУТРЕННИМ ДАВЛЕНИЕМ СОСТАВНОЙ ТРУБЫ ИЗ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННОГО СПЛАВА

Матвиенко О.В.^{1,2}, Данейко О.И.², Ковалевская Т.А.²

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, пр. Ленина, 36, 634050, Россия, e-mail: matvolegv@mail.ru

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, пл. Соляная, 3, 634002, Россия, e-mail: olya_dan@mail.ru

Известно, что использование композиционных материалов, состоящих из высокопрочных наполнителей (дисперсных фаз) и пластичных связующих (матриц) [1], позволяет значительно повысить эксплуатационные характеристики и обеспечить требуемый уровень надежности и долговечности технологических устройств, применяемых в энергетике, химической и нефтеперерабатывающей промышленности. В современной энергетике в качестве элементов теплообменных аппаратов широко применяются трубы, нагруженные внутренним давлением. Разгрузить внутренние слои можно за счет более интенсивной нагрузки наружных слоев. Для этого можно использовать метод составных цилиндров, разработанный академиком А.В. Гадолиным [2]. Этот метод позволяет для тех же давлений значительно уменьшить толщину стенки, что снижает металлоемкость изделия.

Рассмотрим напряженно-деформированное состояние собранной с натягом составной трубы из дисперсно-упрочнённого алюминиевого сплава, нагруженной равномерным внутренним давлением p_{in} . В рамках данного исследования будем рассматривать случай, когда деформация стенок трубы является упругой. Таким образом, анализ напряженно-деформированного состояния стенок составной трубы можно провести на основе уравнений линейной теории упругости.

Для определения напряжений в стенках трубы используется подход, подробно изложенный в работах [3]. В рамках этого подхода напряжения в стенках трубы находятся в результате решения уравнений механики деформируемого твердого тела. Условия возникновения пластической деформации в сплавах, упрочненных дисперсными наночастицами, определяются с использованием соотношений, полученных на основе физической теории пластичности [4].

Известно, что поперечные сечения длинной трубы, удаленные от торцов в случае приложения нагрузки в радиальном направлении, будут оставаться плоскими. С учетом осевой симметрии уравнение равновесия, описывающее баланс напряжений в радиальном направлении, примет вид:

$$\frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{\sigma_{rr} - \sigma_{\varphi\varphi}}{r} = 0. \quad (1)$$

Решение уравнения равновесия совместно с уравнением совместности напряжений и граничными условиями позволяет определить напряжения в стенке трубы.

Напряжения в стенках внутренней трубы ($R_{in} \leq r \leq R_c$) определяются с помощью следующих зависимостей:

$$\sigma_{rr} = \frac{p_{in} R_{in}^2}{R_c^2 - R_{in}^2} \left(1 - \frac{R_c^2}{r^2} \right) - \frac{p_c R_c^2}{R_c^2 - R_{in}^2} \left(1 - \frac{R_{in}^2}{r^2} \right), \quad (2)$$

$$\sigma_{\varphi\varphi} = \frac{p_{in} R_{in}^2}{R_c^2 - R_{in}^2} \left(1 + \frac{R_c^2}{r^2} \right) - \frac{p_c R_c^2}{R_c^2 - R_{in}^2} \left(1 + \frac{R_{in}^2}{r^2} \right), \quad (3)$$

$$\sigma_{zz} = 2\nu \left(\frac{p_{in} R_{in}^2}{R_c^2 - R_{in}^2} - \frac{p_c R_c^2}{R_c^2 - R_{in}^2} \right), \quad (4)$$

Анализ уравнений (2–4) показывает, что стенки внутренней трубы сжаты в радиальном направлении. При $p_{in} < p_c$ напряженное состояние характеризуется сжатием стенок трубы в тангенциальном направлении. Если $p_{in} > p_c$, то в стенке трубы возникают тангенциальные напряжения растяжения. При $p_{in} < \frac{R_c^2}{R_{in}^2} p_c$ осевые напряжения $\sigma_{zz} < 0$, что свидетельствует о сжатии материала в осевом направлении. Если $\frac{R_c^2}{R_{in}^2} p_c < p_{in}$, то в осевом направлении возникают растягивающие напряжения.

В стенках внешней трубы ($R_c \leq r \leq R_{ex}$) напряжения равны:

$$\sigma_{rr} = \frac{p_c R_c^2}{R_{ex}^2 - R_c^2} \left(1 - \frac{R_{ex}^2}{r^2} \right), \quad (5)$$

$$\sigma_{\varphi\varphi} = \frac{p_c R_c^2}{R_{ex}^2 - R_c^2} \left(1 + \frac{R_{ex}^2}{r^2} \right), \quad (6)$$

$$\sigma_{zz} = 2\nu \frac{p_c R_c^2}{R_{ex}^2 - R_c^2}, \quad (7)$$

Напряженное состояние стенок внешней трубы характеризуется их сжатием в радиальном направлении и растяжением в тангенциальном и осевом направлениях.

Контактное давление определяется натягом, а также величиной внутреннего давления и равно:

$$p_c = \frac{G}{1-\nu} d \frac{(R_{ex}^2 - R_c^2)(R_c^2 - R_{in}^2)}{R_c^3(R_{ex}^2 - R_{in}^2)} + \frac{R_{in}^2}{R_c^2} \frac{(R_{ex}^2 - R_c^2)}{(R_{ex}^2 - R_{in}^2)} p_{in}. \quad (8)$$

Стенки внутренней трубы будут деформироваться упруго при выполнении следующего условия:

$$p_{in} < p_{el1} = \frac{\tau_0}{2} \frac{R_{ex}^2 - R_{in}^2}{R_{ex}^2} + \frac{G}{1-\nu} \frac{d}{R_c} \frac{R_{ex}^2 - R_c^2}{R_{ex}^2}, \quad (9)$$

$$- \frac{\tau_0}{2} \frac{R_{ex}^2 - R_{in}^2}{R_{ex}^2} + \frac{G}{1-\nu} \frac{d}{R_c} \frac{R_{ex}^2 - R_c^2}{R_{ex}^2} = p_{el2} < p_{in}, \quad (10)$$

При $p_{in} < p_c$ происходит сжатие стенок внутренней трубы в тангенциальном направлении. Условие сжатия стенок трубы в тангенциальном направлении, устанавливающее связь между внутренним давлением и натягом имеет вид:

$$d < \frac{1-\nu}{G} \frac{R_c R_{ex}^2}{R_{ex}^2 - R_c^2} p_{in}. \quad (11)$$

Для упругой деформации стенок внешней трубы требуется выполнения условия

$$p_{in} < p_{el3} = \frac{\tau_0}{2} \frac{R_c^2}{R_{in}^2} \frac{R_{ex}^2 - R_{in}^2}{R_{ex}^2} - \frac{G}{1-\nu} \frac{d}{R_c} \frac{R_c^2 - R_{in}^2}{R_{in}^2}. \quad (12)$$

В уравнениях (10–12) p_{el1} , p_{el2} – пределы упругого сопротивления внутренней трубы при сжатии и растяжении в тангенциальном направлении, p_{el3} – предел упругого сопротивления внешней трубы. Неравенство (9) определяет условия упругой

деформации внутренней трубы, когда происходит растяжение стенок внутренней трубы в тангенциальном направлении ($p_{in} > p_c$). Этот режим деформации происходит при выполнении условия:

$$d < d_1 = \frac{1-\nu}{G} \frac{R_c R_{ex}^2}{R_{ex}^2 - R_c^2} p_{in} \quad (13)$$

Из неравенства (13) следует, что при увеличении величины натяга происходит рост предела упругого сопротивления внутренней трубы при растяжении в тангенциальном направлении p_{el1} . Таким образом, неравенство (13) определяет максимальную величину натяга внутренней трубы d_1 .

В случае $p_{in} < p_c$ большое контактное давление может вызвать значительные напряжения сжатия в тангенциальном направлении. Для предотвращения пластической деформации величина натяга должна быть ограничена значением:

$$d < d_2 = \frac{1-\nu}{G} \frac{R_c R_{ex}^2}{R_{ex}^2 - R_c^2} (p_{el} + p_{in}). \quad (14)$$

Из неравенства (9, 12) следует, что если натяг будет слишком малым, то эффект упрочнения не будет достигнут, а если натяг принять слишком большим, то возникнет опасность перенапряжения внешней трубы. Для предотвращения этого величина натяга должна удовлетворять условию:

$$d < d_3 = \frac{1-\nu}{G} \frac{R_c R_{in}^2}{R_c^2 - R_{in}^2} \left(\frac{R_c^2}{R_{in}^2} p_{el} - p_{in} \right). \quad (15)$$

Таким образом, условие упругой деформации составной трубы принимает вид:

$$d < \min(d_2, d_3). \quad (16)$$

Использование составной трубы становится оправданным, если упругая деформация ее стенок происходит при $p_{in} > p_{el}$. Для этого необходимо выполнение условия:

$$d_4 < \frac{1-\nu}{G} R_c p_{el}. \quad (17)$$

Результаты проведенных исследований показали, что предел упруго сопротивления внутренней трубы в случае ее малой толщины линейно возрастает с ростом натяга. Увеличение контактного давления при соизмеримых толщинах внешней и внутренней трубы приводит к росту напряжений во внешней трубе и способствует ее пластической деформации. С увеличением температуры и расстояния между упрочняющими частицами при одной и той же их объемной доле величина предельного натяга уменьшается.

Работа выполнена при поддержке государственного задания на проведение научных исследований по проекту № FEMN-2020-0004.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мэтьюз Ф., Ролингс Р. Композитные материалы. — М.: Техносфера, 2004. — 408 с.
2. Гадолин А.В. //Артиллерийский журнал. — 1861. - № 12. — С. 1033–1071.
3. Матвиенко О.В., Данейко О.И., Ковалевская Т.А. //Известия высших учебных заведений. Физика. — 2017. — Т. 60. — № 2. — С. 35–45.
4. Ковалевская Т. А., Колупаева С.Н., Данейко О. И. и др. // Деформация и разрушение материалов. — 2010. — № 12. — С. 5–9.

ПОСТРОЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Батасов А.В., Коджаспиров Г.Е.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
г. Санкт-Петербург, Россия, gkodzhaspirov@gmail.com

Введение. Жаропрочные сплавы системы «никель–хром–железо», разработанные в конце 1940-х годов, хорошо зарекомендовали себя в двигателестроении и впоследствии непрерывно совершенствовались, главным образом за счет легирования тугоплавкими металлами (Nb, Mo и др.) [1]. Никелевые жаропрочные сплавы находят широкое применение в разных отраслях промышленности в настоящее время.

Цели и задачи работы. Целью настоящей работы является построение математической модели пластического течения никелевого жаропрочного сплава в условиях горячей деформации.

Материалы и методики. Заготовки для проведения исследований вырезали из отожженных поковок, предоставленных производителем сплава. Для исследования кривых течения образцы нагревали до температуры 1200°C, выдерживали в течение 6 минут с целью получения однородной структуры, и затем ускоренно охлаждали до температур деформации, 1020°C, 950°C и 900°C, и подвергали деформации кручением. Испытания на кручение осуществляли по двум режимам с различной скоростью деформации: 0,1 с⁻¹ и 5 с⁻¹.

Химический состав исследуемого сплава: 53,4 Ni; 19 Cr; 17,3 Fe; 10,3 Другие.

Результаты исследования. Анализ кривых истинное напряжение – истинная деформация свидетельствует о том, что понижение температуры деформации увеличивает напряжение течения при обоих испытаниях (0,1 с⁻¹ и 5 с⁻¹) (рис. 1.).

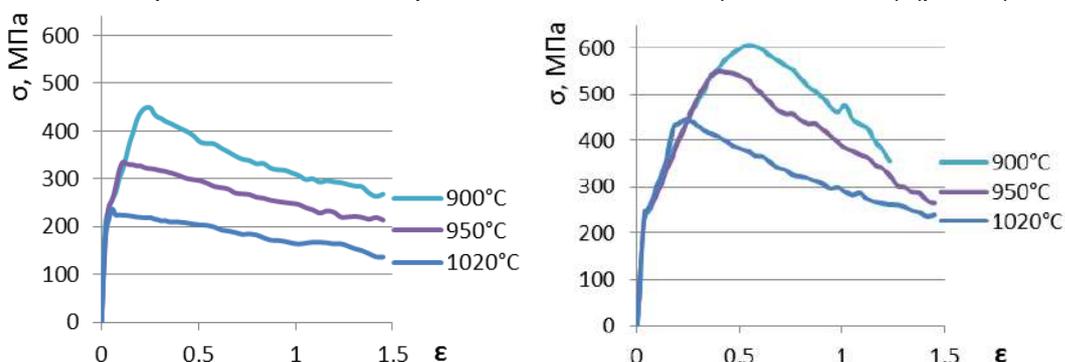


Рисунок 1 - Истинные кривые напряжения-деформации при скорости деформации а) 0,1 с⁻¹ и б) 5 с⁻¹

Для вычисления энергии активации сплава использовали параметр Зинера-Холломоны, в соответствии с методикой, описанной в работе [2, 3].

Параметр Зинера-Холломоны может быть выражен функцией напряжений:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = f(\sigma) \quad (1)$$

где Z – параметр Зинера-Холломоны, $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации, с⁻¹; Q – энергия активации горячей деформации, Дж/(моль·К); R – универсальная газовая постоянная (8,31 Дж/(моль·К)); T – температура деформации, К.

Использование для аппроксимации гиперболического синуса, предложенное Селларсом и Тегартом [4] позволяет осуществлять описание в широком диапазоне температур и скоростей деформации:

$$Z = f(\sigma) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (2)$$

При подстановке выражений (2) в уравнение (1) и после логарифмирования получаем:

$$\ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T} \right) = \ln A + n \ln [\sinh(\alpha \sigma)] \quad (3)$$

Параметр α является параметром аппроксимации, который обеспечивает линейность зависимости $\ln \dot{\epsilon}$ от $\ln [\sinh(\alpha \sigma)]$, а также параллельность ряда этих прямых [2]:

$$\alpha \approx \frac{\beta}{k} \quad (4), \text{ где } k = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sigma_p]} \right]_{T=\text{const}}, \quad \beta = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma_p} \right]_{T=\text{const}}.$$

Из уравнения (2), энергия активации в пиковом напряжении кривых потока может быть получена как:

$$Q = R \cdot n \cdot q \quad (5), \text{ где } n = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]} \right]_{T=\text{const}}, \quad q = \left[\frac{\partial \ln [\sinh(\alpha \sigma_p)]}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}=\text{const}}.$$

Полученное среднее значение энергии активации составляет 427,8 кДж/моль, что превышает значение энергии активации чистого никеля примерно в 1,44 раза, которое составляет 297 кДж/моль [4].

Используя полученное значение энергии активации сплава, рассчитали параметры Зинера - Холломоны Z для всех экспериментальных мод и построили зависимость $\ln(Z)$ от $[\sinh(\alpha \sigma_p)]$ (рис. 2).

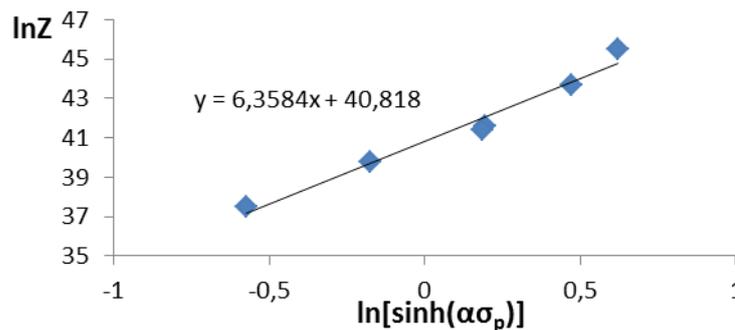


Рисунок 2 - График нахождения постоянной A

В полном соответствии с выражением (3) экспериментальные точки располагаются на прямой линии, что указывает на применимость модели [4] для описания деформационного поведения исследуемой стали в условиях горячей деформации. Пересечение линии с осью ординат определяет значение последней искомой постоянной $A = 5,33 \cdot 10^{17}$ в выражении (2).

Оценочный параметр, полученный из графического анализа, не претендует на высокую точность, поскольку ограниченные наборы экспериментальных данных использовались для определения материальных постоянных α , n и энергии активации Q .

Из уравнения (2) соотношение между A , $\dot{\epsilon}$ and T можно выразить как:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot [\sinh(\alpha \cdot \sigma_p)]^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right).$$

Таким образом, напряжение течения может быть выражено как

$$\sigma_p = \frac{1}{\alpha} \cdot \left[\operatorname{arcsinh}\left(\frac{Z}{A}\right)^{1/n} \right] \quad (6)$$

Заполняя полученные параметры материала (α , n , Q and A) в уравнение (6), уравнение гиперболического синуса для эффективной скорости деформации и пикового напряжения исследуемого сплава получается следующим образом:

$$\dot{\varepsilon} = 5.33 \cdot 10^{17} \cdot \left[\sinh \left(2.277 \cdot 10^{-3} \sigma_p \right) \right]^{6.778} \cdot \exp \left(-\frac{427.8 \cdot 10^3}{RT} \right)$$

$$\sigma_p = \frac{1}{2.277 \cdot 10^{-3}} \cdot \left[\operatorname{arcsinh} \left(\frac{Z}{5.33 \cdot 10^{17}} \right)^{1/6.778} \right]$$

Результаты расчета напряжений σ_p вместе с их экспериментальными значениями для разных значений параметра Z представлены на рис. 3.

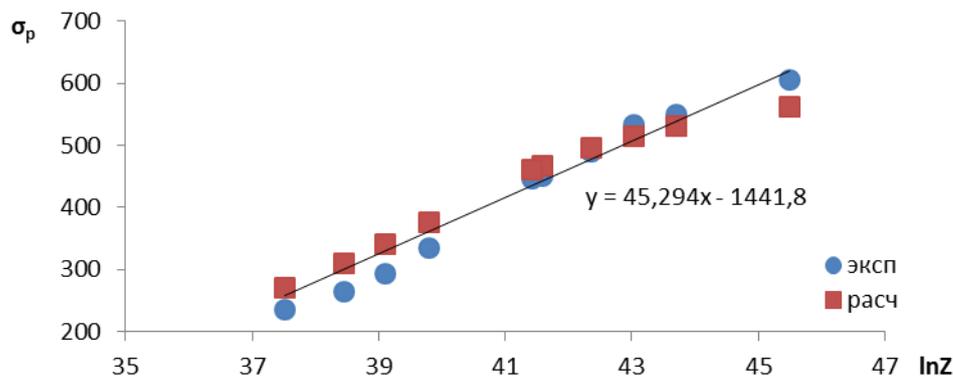


Рисунок 3 - Значения максимальных напряжений течения в зависимости от значения параметра Зинера – Холломоны

Зависимость σ от $\ln(Z)$ с высокой точностью носит линейный характер и может быть аппроксимирована следующим, удобным для инженерных расчетов, выражением:

$$\sigma_p = -1441.8 + 45.294 \ln(Z) = -1441.8 + 45.294 \left(\ln \dot{\varepsilon} + \frac{51.48 \cdot 10^3}{T} \right) \quad (7)$$

Следует подчеркнуть, что математическое описание отношения в уравнении (7) относится исключительно к диапазону 900-1020 °С.

Выводы. Полученная модель пластического течения никелевого сплава в условиях горячей пластической деформации может использоваться для построения полной модели деформационного поведения сплава, позволяющей предсказывать вид кривых течения, а также размер динамически рекристаллизованного зерна [5, 6].

ЛИТЕРАТУРА

1. Розенберг В.М. Основы жаропрочности металлических материалов. М.: Металлургия, 1973. 324 с.
2. Mirzadeh H., Najafizadeh A., Moazeny M. Flow Curve Analysis of 17-4 PH Stainless Steel under Hot Compression Test // Metallurgical and Materials Transactions A. 2009. v.40. №12. P. 2950-2958.
3. G.E. Kodzhaspirov, M.I. Terentyev. Modeling The Dynamically Recrystallized Grain Size Evolution Of A Superalloy Materials Physics And Mechanics 13 (2012) 70-76.
4. Sellars C. M., Tegart W.J.M. La relation entre la résistance et la structure dans la deformation à chaud // J. M. Mem. Sci. Rev. Metallurgie. 1966. Vol. 63. P. 731-746.
5. A. I. Rudskoi, G. E. Kodzhaspirov, and M. I. Terent'ev Evolution of the Structure and the Properties of the Ni–29Cr–9Fe Alloy during High Temperature Plastic Deformation: Experiment and Simulation Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2014, No. 10, pp. 832–836
6. Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е., Батасов А.В. Исследование эволюции микроструктуры жаропрочного сплава системы Ni-Cr-Co-Nb-Ta-Mo при горячей пластической деформации с использованием физического моделирования. Деформация и разрушение материалов. - 2019. - №9. - С. 20-24.

ФРЕТТИНГ ИЗНОС В КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ МАШИН И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СИСТЕМ

Кузнецов В.П., Столяров В.В.
 УрФУ, Екатеринбург, Россия, wpkuzn@mail.ru
 ИМАШ РАН, Москва, Россия, vistol@mail.ru

Фреттинг-износ – особый случай трения без смазки при вибрационном (циклическом) перемещении контактных поверхностей с амплитудой и частотой не более 200 нм и 50 Гц, соответственно [1]. В этих условиях продукты износа остаются в зоне контакта и в случае высокой абразивной способности приводят к прогрессивному изнашиванию, вплоть до разрушения. Примерами фреттинга могут быть условия при трении в болтовых соединениях, игольчатых подшипниках, электроконтактах и т.д. Исследователи отмечают ряд факторов, которые имеют значимое влияние на фреттинг-износ. Например, материалы с высокой твердостью и низкой окисляемостью способствуют уменьшению повреждаемости. Высокие циклическая прочность и сопротивление усталости материалов также снижают фреттинг-износ. Подвижность, легкость зарождения и плотность дислокаций при вибрационных нагрузках также могут определять интенсивность фреттинг-износа. Обнаружено, что тонкий поверхностный слой металла может переходить в наноструктурное состояние и тормозить фреттинг разрушение. Наличие фазового превращения при низком напряжении и заметной упругой деформации в сплаве с памятью формы TiNi минимизирует фреттинг-износ. Измельчение микроструктуры до наноразмерной области, например, в меди приводит к уменьшению фреттинг-износа на порядок по сравнению с крупнокристаллическим состоянием. Особую роль во фреттинг поведении играет slip index e или амплитуда перемещения относительно радиуса зоны контакта под индентором [2]. Скорость износа при фреттинге возрастает с амплитудой, если $0 < e < 1$, и остается постоянной для $e > 1$.

Для механического фреттинга характерные частоты находятся в интервале 1-50 Гц. Повышение частоты микросмещений также ускоряет скорость износа, но начиная с некоторой частоты, скорость износа уменьшается. С уменьшением частоты колебаний при постоянной амплитуде время окисления участков контакта металлических поверхностей возрастает, соответственно возрастает и износ контактирующих поверхностей.

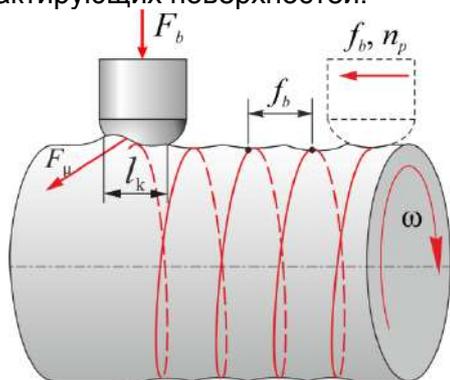


Рисунок 1 - Кинематическая схема наноструктурирующего выглаживания

Рассмотрим пример проявления фреттинга материалов поверхностей детали и индентора в технологической системе наноструктурирующего выглаживания. Нанокристаллизация осуществляется за счет развития интенсивной пластической деформации сдвига в условиях высокого контактного давления скользящего инструмента. Кинематическая схема наноструктурирующего выглаживания цилиндрической поверхности приведена на рисунке 1.

Наноструктурированный поверхностный слой в конструкционных сталях формируется в виде естественной пленки с сохранением химического состава исходного материала и имеет твердость, близкую к твердости магнетронных покрытий.

Фреттинг-процесс в зоне контакта полусферического инструмента и поверхностного слоя необходимо рассматривать с позиций механики твердого тела. Элементарные объемы материала в контактной зоне находятся в условиях трехосного напряженно-деформированного состояния от действия нормальной силы сжатия и

силы трения. Основными параметрами фреттинг-процесса являются величина давления в контакте, амплитуда относительных перемещений и частота колебаний элементарных микрообъемов материала, а также число циклов нагружения, окружающая среда и природа материала.

Частота вращения заготовки при наноструктурирующем выглаживании $\omega=500\dots600$ об/мин. Таким образом, частота циклических воздействий инструмента на элементарный объем материала поверхностного слоя составляет 9...10 Гц. Кратность циклических воздействий инструмента на материал может быть определена по формуле [3]:

$$N_c = (l_k / f_b) n_p,$$

где l_k – длина пятна контакта инструмента в направлении подачи, мм; f_b – подача инструмента мм/об; n_p – количество рабочих ходов инструмента.

Влияние кратности циклических воздействий на изменение шероховатости поверхности и микроструктурное состояние материала представлено на рисунке 2.

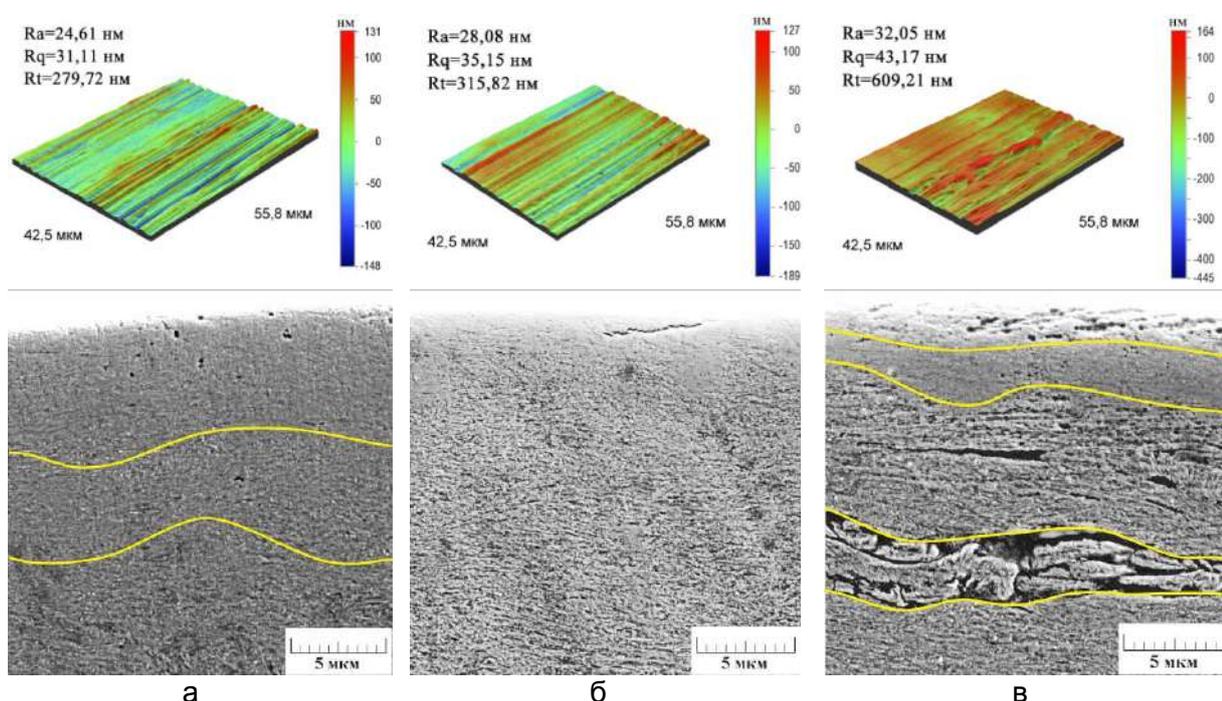


Рисунок 2 - Сканирующая микроскопия поверхностного слоя стали 20X (HRC55) при различной кратности фрикционно-силового нагружения: а – $N_c=23$ ($n_p=4$; $f_b=0,04$ мм/об); б – $N_c=35$ ($n_p=6$; $f_b=0,04$ мм/об); в – $N_c=46$ ($n_p=8$; $f_b=0,04$ мм/об)

Методом сканирующей микроскопии определены три типа пороговых состояния наноструктурируемого поверхностного слоя стали 20X (HRC55) в зависимости от кратности нагружения N_c , проявляющиеся как ухудшение микропрофиля (рис. 2а), адгезионное схватывание индентора и поверхности (рис. 2б) и трещинообразование на границах полос локализованного сдвига (рис. 2в).

Однако наиболее напряженным является поверхностный слой инструментального материала из спеченного нитрида бора, который вследствие фреттинга начинает выкрашиваться. Преодоление силы трения способствует диссипации энергии и развитию процесса фреттинг-усталости. Дискретность контакта и формирование микрообъемов впадин и выступов на поверхности обуславливает развитие максимальных эквивалентных циклических напряжений, которые могут превышать предел прочности и при соответствующем числе циклов нагружения привести к разрушению материала.

На рисунке 3 представлена фотография индентора из мелкокристаллического нитрида бора, на поверхности которого начинает формироваться фреттинг-износ. Установлено, что в формирующихся вследствие фреттинг-износа кавернах на рабочей

поверхности инденторов из мелкокристаллического нитрида бора и твердого сплава после наноструктурирующего выглаживания стали 20X13 на воздухе наблюдается повышение концентрации железа соответственно до 38,4 % и 57,8 % и хрома – соответственно до 14,0 % и 8,8 % (рис. 3, участок 1). Следовательно, происходит активное налипание стали на поверхность инденторов.

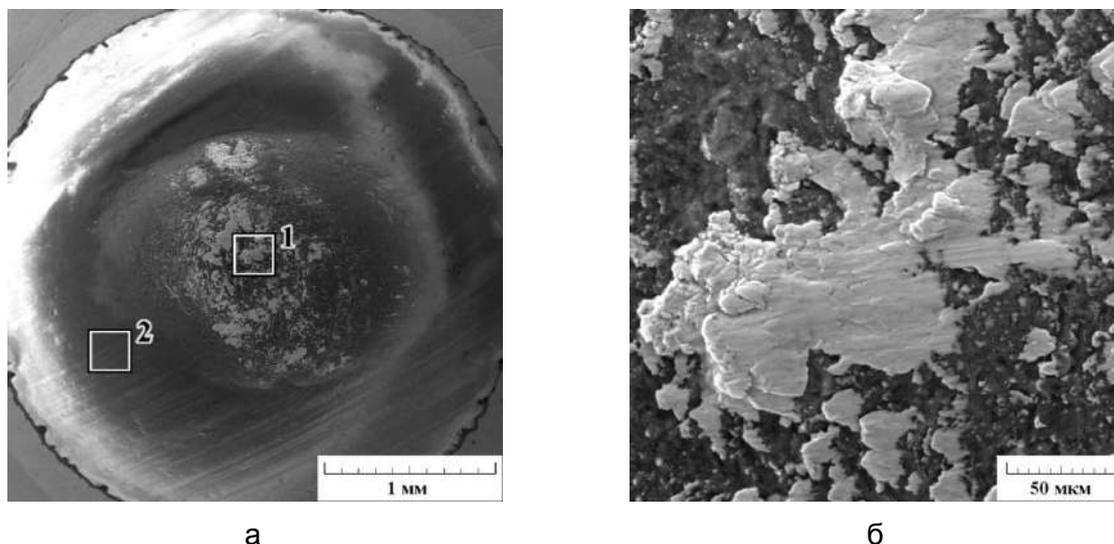


Рисунок 3 - Поверхность индентора из мелкокристаллического нитрида бора после фрикционного нагружения на воздухе стали 20X13 (HB270): а – РЭМ общего вида индентора; б – участок 1 с общего вида

Таким образом, фреттинг сводится к проблеме контакта с третьим телом, т.к. образованные продукты износа остаются в зоне контакта без удаления. Чтобы понять основные механизмы фреттинга требуются детальные структурные исследования поверхностных и приповерхностных слоёв материалов, подвергнутых длительным и циклическим испытаниям на фреттинг-износ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Уотерхауз, Р.Б. Фреттинг-коррозия. Л.: Машиностроение, 1976. - 270с.
2. Varenberg, M., Etsion I. and Halperin G., Slip index: a new unified approach to fretting, Tribology Letters. - 2004. - No. 3. -17.
3. Кузнецов, В.П., Скоробогатов, А.С. Теория, практика и перспективы развития технологии наноструктурирующего выглаживания // Вестник Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева, 2017 - 2(41). – С. 184–194.

ИК-СПЕКТРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В КЕРАМИКАХ ZnS ПРИ АБРАЗИВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Кадо́мцев А. ¹, Дунаев А. ², Маркова А. ³, Нарыкова М. ¹, Пахомов П. ³, Хижняк С. ³

¹ Физико-Технический ин-т им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Государственный оптический ин-т им. С.И. Вавилова, Санкт-Петербург, Россия

³ Тверской государственный Университет, Россия

E-mail: Andrej.Kadomtsev@mail.ioffe.ru

Благодаря прозрачности в широком ИК диапазоне (8–14 мкм), оптические конструкционные элементы из керамик ZnS применяются как элементы защитных люков и линзовой оптики, в том числе для изготовления изделий переднего обзора, устанавливаемых на мобильных носителях, где они испытывают воздействие атмосферных осадков и твердых пылевых частиц. Поэтому проблема эрозии этих изделий в течение длительного времени привлекает внимание специалистов.

Исследованы керамики, приготовленных методами химического газофазного осаждения (chemical vapor deposition, CVD), горячего прессования (hotpressing, HP) и физического газофазного осаждения (physical vapor deposition, PVD). Часть образцов, полученных методом CVD, подвергалась дополнительной обработке горячим изостатическим прессованием (hot isostatic pressing, HIP). Размер зерен в керамиках, приготовленных описанными методами, различался более чем на 2 порядка величины.

Были приготовлены образцы полированной поверхностью и подвергнутые сухому шлифованию (размер зерна абразива ~100 мкм). ИК-Фурье спектры отражения записаны в области 50–500 см⁻¹. Экстинкции полос $\varepsilon''(\omega)$ рассчитаны методом классического дисперсионного анализа. В спектрах всех образцов после абразивного воздействия наблюдался низкочастотный сдвиг пика наиболее интенсивной структурной полосы ~ 280 см⁻¹ продольных оптических колебаний (табл. 1). Частота слабой полосы поверхностных колебаний ~ 335 см⁻¹, напротив, возрастала после абразивного воздействия. Величина эффекта уменьшалась при увеличении размера зерна керамики.

Сдвиги ИК полос свидетельствовали о возникновении деформаций и/или остаточных напряжений в керамиках ZnS. Направление сдвигов (низкочастотное или высокочастотное) определяется типом колебаний и характером приложенной нагрузки. Крупнозернистые керамики показали себя более стойкими к абразивному воздействию.

Таблица - Размер зерен в керамиках ZnS и положение полосы в спектрах $\varepsilon''(\omega)$ полированных и шлифованных образцов.

Метод	Максимальная температура процесса (° C)	Размер зерен (мкм)	Положение пика продольных колебаний в ИК спектре(см ⁻¹)		Смещение пика (см ⁻¹)
			Полирован	Шлифован	
HP	950	~1	281.8	274.8	7.0
CVD	750	~10	283.0	278.7	4.3
CVD+HIP	980	200–500	281.5	277.7	3.8
PVD	1000	500–1000	279.1	276.4	2.7

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки Российской Федерации (проект №4.5508.2017/БЧ), а также РФФИ (проект № 18-08-00359а) на оборудовании Центра коллективного пользования Тверского государственного университета.

ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Al-0.4Zr**Орлова Т.С.^{1,2}, Латынина Т.А.², Мурашкин М.Ю.^{3,4}, Казыханов В.У.³**¹*Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*²*Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия*³*Уфимский государственный авиационный технический университет, Институт физики перспективных материалов, Уфа, Россия*⁴*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
orlova.t@mail.ioffe.ru*

В последнее время перспективными проводниковыми материалами для удовлетворения требованиям термостабильности функциональных свойств рассматриваются алюминиевые сплавы, легированные 0.1-0.4 wt.% Zr [1]. Однако сплавы системы Al-Zr имеют невысокую прочность. Методы интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют улучшить механические свойства многих металлов и сплавов [2].

В настоящей работе проведено исследование влияния деформационного старения, реализуемого путем интенсивной пластической деформации кручения (ИПДК) при повышенных температурах, на микроструктуру, механические свойства и электропроводность сплава Al-0.4Zr в ультрамелкозернистом состоянии (УМЗ), сформированном предварительной обработкой ИПДК при КТ. Полученные результаты сравниваются с данными исследований о влиянии на микроструктуру и свойства УМЗ сплава Al-0.4Zr кратковременных отжигов.

Исходный сплав Al-0.4Zr (wt.%), полученный методом совмещенного литья и прокатки (состояние Initial), был структурирован методом ИПДК под давлением 6 ГПа на 10 оборотов при комнатной температуре (состояние НРТ_RT). Часть образцов НРТ_RT была обработана дополнительной ИПДК под давлением 6 GPa при повышенных температурах $T_{\text{НРТ}} = 230^\circ\text{C}$ на 10 оборотов (состояние НРТ_RT-НРТ_230) и 280°C на 5 оборотов (состояние НРТ_RT-НРТ_280). Несколько образцов НРТ_RT были отожжены при $T_{\text{АН}}=230^\circ\text{C}$ (состояние НРТ_RT-АН_230) или 280°C (состояние НРТ_RT-АН_280) в течение 1 h. Микроструктура образцов изучалась с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА), дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Для исследования механических свойств проводились испытания на одноосное растяжение и измерялась микротвердость по методу Виккерса. Удельная электропроводность измерялась вихретоковым методом при комнатной температуре.

В таблице 1 приведены результаты ДОРЭ и РСА для исследуемых образцов. Обработка ИПДК при КТ приводит к формированию однородной УМЗ структуры, образованной равноосными зернами с предпочтительно большеугловыми границами зерен (БУГЗ). Дополнительная ИПДК при 230 и 280°C и отжиг при 230°C приводят лишь к незначительному увеличению среднего размера зерна и доли БУГЗ, при этом плотность дислокаций L_{dis} уменьшается в ~ 4 , ~ 7.5 и 5 раз соответственно. На рис. 1 представлены изображения ПЭМ и дифракционные картины, демонстрирующие типичную микроструктуру образцов НРТ_RT, НРТ_RT-НРТ_230 и НРТ_RT-НРТ_280. Исследование методом ПЭМ не выявило присутствие наноразмерных выделений

вторичной фазы, содержащей Zr, в состояниях Initial и HPT_RT, т.е весь Zr в этих образцах находится в твердом растворе.

Таблица 1 - Микроструктурные данные по результатам ДОРЭ и PCA. d_{av} – средний размер зерна, $f_{\geq 15}$ – доля БУГЗ, θ_{av} - средний угол разориентировки, D_{XRD} - средний размер областей когерентного рассеяния, $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ – уровень микроискажений кристаллической решетки, L_{dis} – плотность дислокаций.

Состояние	ДОРЭ			PCA			
	d_{av} , nm	$f_{\geq 15}$, %	θ_{av} , grad	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$, %	D_{XRD} , nm	a , Å	L_{dis} , m ⁻²
Initial	Длина 1790±20 Ширина 1040±10	25	11.5	0.003± 0.0001	250±5	4.0514±0.0001	1.4·10 ¹³
HPT_RT	835±13	82	33.8	0.063± 0.0006	210±10	4.0515± 0.0001	3.6·10 ¹³
HPT_RT- HPT_230	920±15	88	36.2	0.036± 0.0007	480±5	4.0512±0.0001	9.0·10 ¹²
HPT_RT- HPT_280	925±15	89	36.5	0.022± 0.0002	560±25	4.0514±0.0001	4.8·10 ¹²
HPT_RT- AN_230	880±15	86	39.8	0.0300± 0.0001	505±10	4.0516± 0.0001	7.2·10 ¹²

Аналогично отжигу при температуре 230°C, ИПДК при 230°C приводит к образованию небольшого количества неравномерно распределенных наноразмерных частиц (рис. 1b), что свидетельствует об уменьшении концентрации растворенных атомов Zr в твердом растворе Al. Количество выделившихся частиц увеличивается с повышением T_{HPT} до 280°C (появление дополнительных рефлексов от фазы Al₃Zr, рис. 1c).

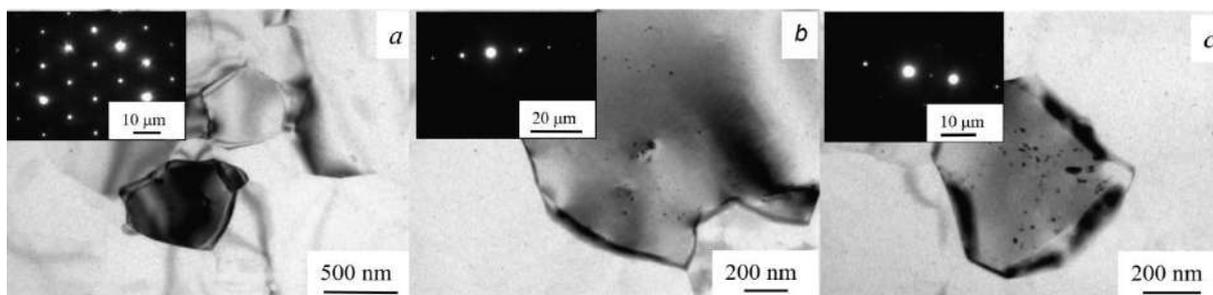


Рисунок 1 - ПЭМ изображения с соответствующими дифракционными картинками, взятыми от отдельного зерна, для сплава Al-Zr в состояниях: HPT_RT (a), HPT_RT-HPT_230 (b) и HPT_RT-HPT_280 (c).

На рис. 2 приведены диаграммы растяжения для сплава Al-0.4Zr во всех исследованных состояниях. Как дополнительная ИПДК, так и отжиг сплава HPT_RT при температуре 230°C приводят к значительному увеличению предела текучести $\sigma_{0.2}$ и предела прочности σ_{UTS} с одновременным увеличением электропроводности. Однако дополнительная ИПДК при 230°C обеспечила гораздо более высокий уровень электропроводности (52% IACS) по сравнению с отжигом ($\leq 49\%$ IACS) при той же температуре, а также по сравнению с отжигом при более высокой температуре 280°C ($\sim 50\%$ IACS).

На основе микроструктурных данных были проведены оценки вкладов возможных механизмов в общее упрочнение, которое является их суперпозицией:

$$\sigma_{0.2}^{th} = \sigma_0 + \sigma_{SS} + \sigma_{dis} + \sigma_{GB} + \sigma_{Or} \quad (1)$$

где $\sigma_0=10$ МПа – напряжение Пайерлса-Набарро для кристаллической решетки Al, σ_{SS} – твердорастворное упрочнение, σ_{dis} – дислокационное упрочнение, σ_{GB} – зернограничное упрочнение и σ_{Or} – упрочнение частицами вторичной фазы по механизму Орована. Вклады рассчитывались аналогично [3].

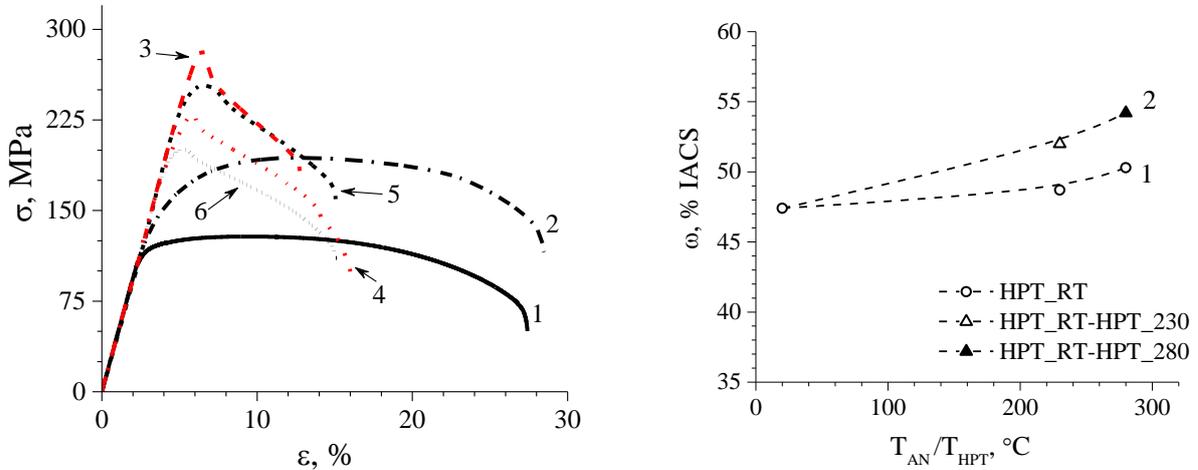
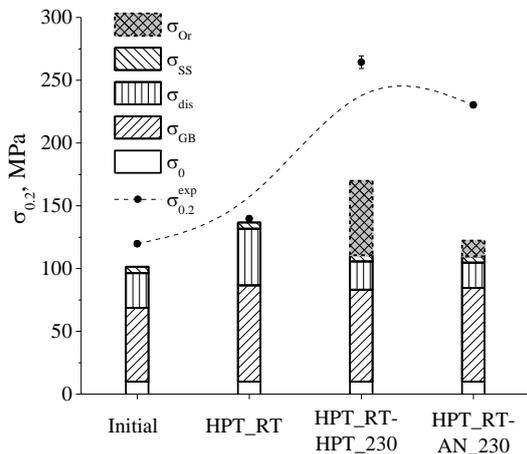


Рисунок 2 - Диаграммы растяжения для сплава Al-0.4Zr в состояниях: Initial (1), HPT_RT (2), HPT_RT-HPT_230 (3), HPT_RT-HPT_280 (4), HPT_RT-AN_230 (5) и HPT_RT-AN_280 (6).

Рисунок 3 - Зависимость электропроводности сплава HPT_RT от температуры отжига (кривые 1) или температуры дополнительной обработки ИПДК при повышенных температурах (условные кривые 2).

На рисунке 3 приведены результаты полученных оценок вкладов возможных механизмов в упрочнение в сравнении с экспериментальными значениями предела текучести для сплава Al-0.4Zr в состояниях до и после ИПДК при КТ, после ИПДК при КТ и ИПДК при 230 °С и после ИПДК при КТ и последующего отжига при 230 °С. Видно, что наблюдаемое упрочнение после дополнительной ИПДК или после отжига не может быть объяснено дисперсионным упрочнением от выделений вторичной фазы.



Возможными причинами такого упрочнения может быть релаксация неравновесных границ зерен и образование, наряду с внутризеренными частицами метастабильной фазы Al_3Zr , зернограничных сегрегаций и/или нанокластеров/нанопреципитаций.

Рисунок 3 - Оценки вкладов возможных механизмов в упрочнение в сравнении с экспериментальными значениями предела текучести для сплава Al-Zr в состояниях: Initial, HPT_RT, HPT_RT-HPT_230, HPT_RT-AN_230

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (проект № 19-08-00474).

ЛИТЕРАТУРА

1. Belov N.A. et al. Trans. Nonfer. Met. Soc. of China. 25, 9, 2817 (2015).
2. Valiev R.Z, M.Yu. Murashkin, I. Sabirov. Scr. Mater. 76, 13 (2014).
3. Orlova T.S. et al. J. of Alloys and Compounds. 784, 41 (2019).

МЕТОДЫ ОЦЕНКИ РАВНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ В ОБЪЕМЕ ВЫСОКОНАПОЛНЕННОГО ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА

Кривонос О.К., Ильющенко А.Ф., Петюшик Е.Е.

*Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии,
Минск, Беларусь, bptmc@tut.by*

Введение. Высоконаполненные полимерные композиционные материалы (ВПКМ) получили широкое распространение в строительной отрасли, машиностроении и других отраслях промышленности. К этому классу материалов также можно отнести энергонасыщенные гетерогенные композиционные материалы, используемые в различных технических системах в качестве источника энергии. Прочность изделий, изготовленных из ВПКМ, является одной из основных эксплуатационных характеристик.

Получение ВПКМ осуществляется смешиванием компонентов, по результатам которого гетерогенная композиция формуется и осуществляется полимеризация его жидкой фазы. При этом прочность полученного материала обеспечивается построением непрерывного системообразующего полимерного каркаса, за счет равномерного распределения дисперсионной среды в пустотах, образуемых при укладке частиц твердофазных компонентов, а стабильность прочностных характеристик в любой точке изделия – равномерностью распределения дисперсной фазы [1].

Постановка задачи исследования. Вопросам равномерности распределения компонентов при смешивании уделяется большое внимание в порошковой металлургии, фармацевтике, сельском хозяйстве, строительстве и др. В этих отраслях внедрены в производственный процесс соответствующие способы контроля [2,3]. Основная часть этих способов предполагает использование различных инструментальных методов для разделения фракций или компонентов смеси по характерным признакам и оценку количества каждой(ого) из них в отобранной выборке и может использоваться для исследования равномерности распределения только твердофазных компонентов.

Процесс смешивания композиционных материалов на полимерной основе исследован в работах [4,5]. Большая часть таких способов оценки качества смешивания предполагает выжигание связующего полимера или экстрагирование твердофазных составляющих с последующей количественной оценкой извлеченных компонентов или фракций. Применение этих методов возможно только при отсутствии в составе ВПКМ термически неустойчивых компонентов, так как некоторые из них (например, бакелитовая мука) будут выгорать вместе с полимерным связующим. При этом полученные такими способами количественные значения распределения твердофазных компонентов не дают объективной оценки качества изготовления ВПКМ, в том числе, его прочностных характеристик.

Ряд авторов для таких композиционных материалов предлагают использовать различные методы неразрушающего контроля [6]. В тоже время их применение, как правило, связано с использованием дорогостоящего оборудования, наличия специальных помещений и подготовленного персонала, что существенно увеличивает стоимость изделия из ВПКМ. При этом использование этих методов основано на сопоставлении полученного результата с имеющимися в библиотеках оборудования значениях, без которых достоверность получаемых результатов не всегда соответствует реальному состоянию.

С учетом изложенного задачей исследования при разработке технологии получения ВПКМ является выбор методов оценки равномерности смешивания его компонентов для каждого технологического этапа, а также разработка правил интерпретации полученных результатов.

Материалы исследования и их обсуждение.

Для проведения исследования подобран ВПКМ в котором твердая фаза представлена частицами четырех типов – крупной и мелкой фракциями карбоната кальция (CaCO_3) марки МТД-2 (ГОСТ 17498-72), бакелитовой муки и антиоксиданта, в

качестве которого используется алмазосодержащая шихта. Жидкая фаза составляют 15 мас %.

Для расчета целесообразных значений равномерности распределения каждого компонента на единицу объема ВПКМ построена модель элементарной ячейки, образуемая при укладке частиц твердой фазы. За основу при разработке этой модели принят подход, описанный в [7] в котором элементарная ячейка с координационным числом 12, образуется при гексагональной плотной укладке частиц. Для такой элементарной ячейки с учетом выбранного фракционного состава рассчитаны ее основные характеристики. Порядок проведения расчетов описан в работе [8], а их результаты приведены в таблице.

Таблица – Характеристики твердофазных компонентов ВПКМ в элементарной ячейке

Наименование компонента	Количество компонента в составе ВПКМ мас.%	Радиус частиц, м	Объем одной частицы вещества, м ³	Масса одной частицы, кг	Количество частиц в элементарной ячейке, ед	Масса частиц в элементарной ячейке, кг	Площадь поверхности частиц, м ²
Карбонат кальция	72,6	$9 \cdot 10^{-5}$	$3,05 \cdot 10^{-12}$	$8,27 \cdot 10^{-9}$	12	$0,99 \cdot 10^{-7}$	$1,22 \cdot 10^{-6}$
	11,04	$2 \cdot 10^{-5}$	$3,35 \cdot 10^{-14}$	$9,08 \cdot 10^{-11}$	143	$1,3 \cdot 10^{-8}$	$7,2 \cdot 10^{-7}$
Бак. мука	3	$9 \cdot 10^{-5}$	$3,05 \cdot 10^{-12}$	$4,15 \cdot 10^{-9}$	1	$4,15 \cdot 10^{-9}$	$1,02 \cdot 10^{-7}$
Алм. шихта	0,9	$2 \cdot 10^{-8}$	$3,35 \cdot 10^{-23}$	$1,29 \cdot 10^{-19}$	$9,026 \cdot 10^9$	$1,16 \cdot 10^{-9}$	$4,5 \cdot 10^{-5}$

Перемешивание компонентов ВПКМ проводили в смесителе планетарного типа НКV 5 (КА, Германия). Равномерность перемешивания компонентов жидкой и твердой фазы определяли посредством исследования:

- гомогенности ВПКМ после полимеризации связующего;
- физико-механических свойств образцов ВПКМ;
- плотности полученного ВПКМ и ее соответствие расчетному значению.

Равномерность распределения твердофазных компонентов в полимерном связующем оценивали на этапе отработки технологических режимов смешивания. Для этого периодически (с шагом 5 минут) проводили отбор проб и их полимеризацию. Исследование морфологии образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе «Mira» фирмы «Tescan» (Чехия). Результаты анализа излома образцов приведены на рисунке 1.

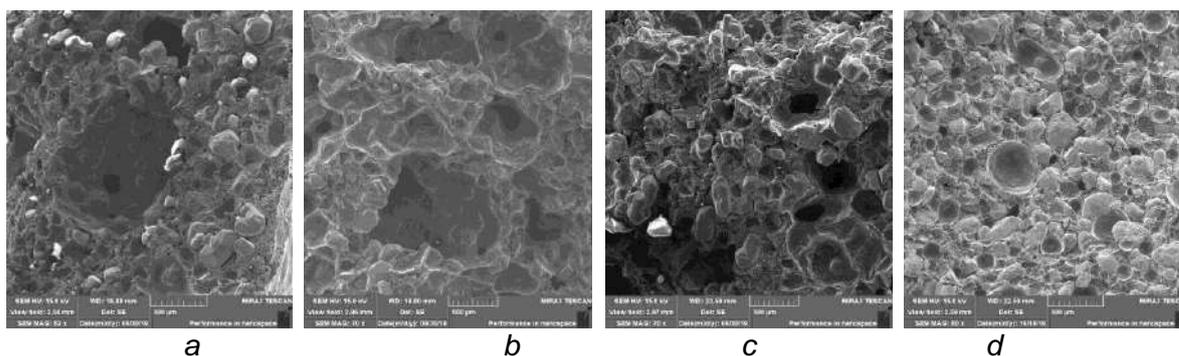


Рисунок 1 - Морфология поверхности излома ВПКМ (а – 5 минут перемешивания; б – 10 минут перемешивания; с – 15 минут перемешивания; d – 20 минут перемешивания)

По результатам проведенного анализа были подобраны требуемые технологические режимы получения ВПКМ. Гомогенность полученной после полимеризации структуры на наличие технологических дефектов и распределение плотности вещества в изделии оценивалась радиографическим методом.

Прочность образцов, изготовленных из отобранных проб, исследовалась в соответствии с ГОСТ 11262-2017 (ISO 527-2:2012) «Пластмассы. Метод испытания на растяжение», для чего изготавливалось по 4 образца для каждой композиции отобранного материала. В ходе испытаний установлено, что образцы, полученные

после 20 минутного перемешивания, показали результат, соответствующий предъявляемым требованиям (прочность на растяжение $\sigma_p = 4-10$ МПа; относительное удлинение $\varepsilon = 5-10\%$). Образцы, изготовленные после 15 минут перемешивания в 50 % случаев соответствовали нижнему пределу заданного интервала допустимых значений прочности, а оставшаяся часть, как и образцы, изготовленные из материала после 10 и 5 минут, были разрушены, при нагрузках, значительно меньших нижнего порогового значения.

В качестве альтернативного варианта оценки равномерности распределения компонентов использовалась относительная плотность полученного после полимеризации ВПКМ. Плотность измерялась пикнометром ПЖ-2. По результатам проведенных исследований установлено, что при значениях относительной плотности материала, попадающих в интервал $0,97 \leq \rho \leq 1$, изделие из ВПКМ полностью удовлетворяет предъявляемым требованиям и может быть использовано по назначению. В ходе проводившихся радиографических измерений экспериментальных образцов подтверждена целесообразность предложенных критериальных значений допустимого интервала для оценки равномерности распределения компонентов в объеме ВПКМ. Например, на рисунке 4 показаны результаты радиографического исследования изделия из ВПКМ, относительная плотность которого составила 0,97.

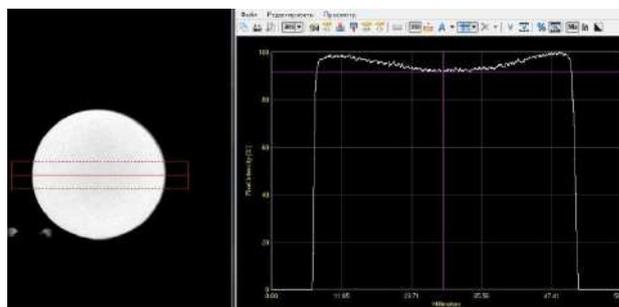


Рисунок 2 - Результаты радиографического контроля образца ЭГКМ с плотностью 0,97.

Отклонения интенсивности прошедшего излучения по причине разной плотности на всем сечении измеряемого изделия были в пределах нормы, что подтвердило вывод о пригодности полученного ВПКМ для эксплуатации в составе технической системы.

Изделия из ВПКМ, плотность которых меньше нижнего порогового значения (2), нецелесообразно использовать в составе нагруженных узлов и агрегатов.

Выводы. По результатам анализа способов контроля прочности изделия из ВПКМ в качестве базового, характеризующего равномерность распределения компонентов в объеме, предложено использовать его относительную плотность. Это позволит упростить технологию изготовления изделий из ВПКМ, обеспечив при этом заданную прочность.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Кривонос, О.К. Выбор критериев оценки качества смешивания компонентов энергонасыщенного гетерогенного композиционного материала / О.К.Кривонос [и др.] // Порошковая металлургия: Респ. межвед. сб. науч. трудов / редкол.: А.Ф. Ильющенко [и др.]. – Минск: НАН Беларуси, 2019. – Вып. 42. – С. 194 – 199.
2. Кафаров, В.В. Системный анализ процессов химической технологии: измельчение и смешение : монография / В. В. Кафаров, И. Н. Дорохов, С. Ю. Арутюнов ; отв. ред. Н. М. Жаворонков – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Издательство Юрайт, 2018. – 440 с.
3. Селиванов Ю.Т. Оптимизация процесса приготовления многокомпонентных смесей в циркуляционных смесителях / Ю.Т.Селиванов, Б.Е.Поляков. // Вестник ТГТУ. – 2015. – Т. 21. - № 2. – С 312 – 321.

4. Еренков, О.Ю. Инновационные технологии полимерных композиционных материалов / О. Ю. Еренков, С.А. Ковальчук. – Хабаровск : Изд-во Тихоокеан. гос. ун-та, 2016.– 187 с.

5. Бобрышев А.Н. Полимерные композиционные материалы: учеб. пособие /А. Н. Бобрышев, В. Т. Ерофеев, В. Н. Козомазов.– М.: Издательство АСВ, 2013. – 480 с.

6. Бойцов Б.В. Методы неразрушающего контроля, применяемые для конструкций из ПКМ / Б.В.Бойцов [и др.] / Электронный журнал «Труды МАИ». Выпуск 49. [Электронный ресурс] – Режим доступа: www.mai.ru/science/trudy/. – Дата доступа: 12.11.2019.

7. Ильющенко, А.Ф. Формализация процесса и разработка алгоритма твердофазного смешивания компонентов гетерогенного композиционного материала / А. Ф. Ильющенко [и др.] // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2018. – Т. 63, № 3. – С. 263 – 270.

8. Кривонос, О. К. Выбор критериев оценки качества смешивания компонентов энергонасыщенного гетерогенного композиционного материала / О.К.Кривонос, А.Ф.Ильющенко, Е.Е.Петюшик, О.А.Прохоров // Порошковая металлургия: Респ. межвед. сб. науч. трудов / редкол.: А.Ф. Ильющенко [и др.]. – Минск: НАН Беларуси, 2019. – Вып. 42. – С. 146 – 153.

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОИСТО-ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ С ВОЛОКНАМИ САПФИРА И МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

Кийко В.М., Коржов В.П., Прохоров Д.В.

Институт физики твердого тела РАН,

г. Черноголовка Московской области, Россия, kiiko@issp.ac.ru

Повышение рабочих температур конструкционных материалов способно обеспечить повышение коэффициентов полезного действия тепловых установок, уменьшение экологических нагрузок и расширение областей применения изделий, в которых применяются эти материалы. Увеличение потолка рабочих температур материалов, как правило, ведет к общему расширению температурного диапазона их использования, а, следовательно, к необходимости удовлетворения в известном смысле противоречивых требований к таким материалам: прочности, трещиностойкости, сопротивления ползучести. Практически единственной реальной возможностью удовлетворить комплекс таких требований, как представляется сегодня, является разработка неоднородных – композитных – структур, содержащих компоненты с различными свойствами, при оптимальной организации которых может быть достигнут положительный синергетический эффект, превышающий эффект, оцененный по правилу смесей.

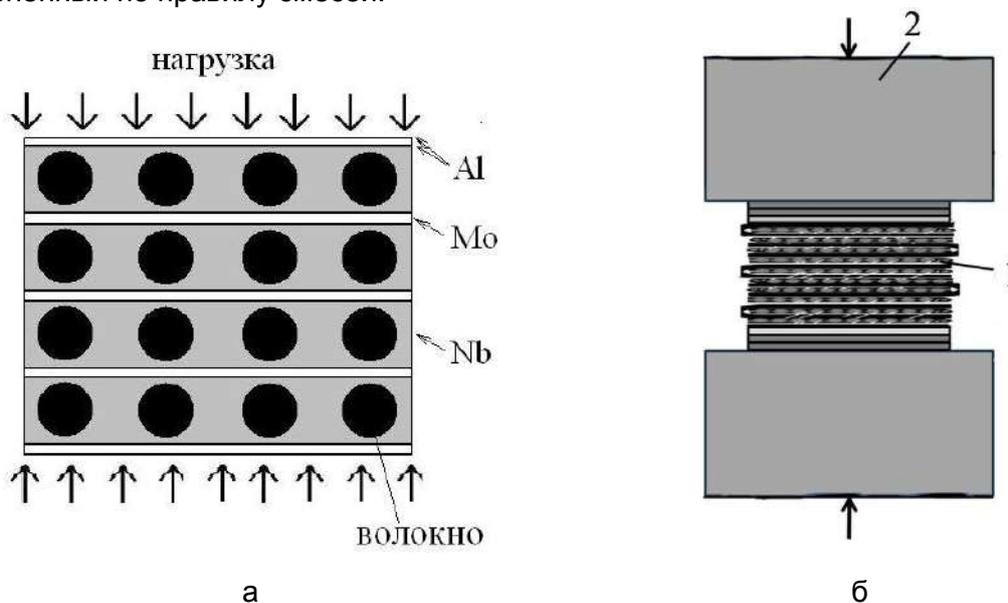


Рисунок 1 – Схема заготовки слоисто-волокнутого композита в поперечном сечении с указанием стрелками направления приложения нагрузки при горячем прессовании (а); б – схема горячего прессования в вакуумной установке заготовки композитного материала: 1 – заготовка композитного материала, 2 – графитовый пуансон, стрелки указывают направление нагрузок

Для получения высокотемпературного слоисто-волокнутого композитного материала в качестве армирующей компоненты были выбраны: высокопрочные монокристаллические сапфировые волокна, получаемые методом Степанова, а в качестве исходных материалов слоистой матрицы – порошок ниобия и фольги молибдена и алюминия. Образцы изготавливались следующим образом. Собирались многослойная заготовка по схеме рисунка 1а. Затем заготовка помещалась в вакуумную камеру и под давлением при высокой температуре формировалась структура композитного материала, как показано на рисунке 1б.

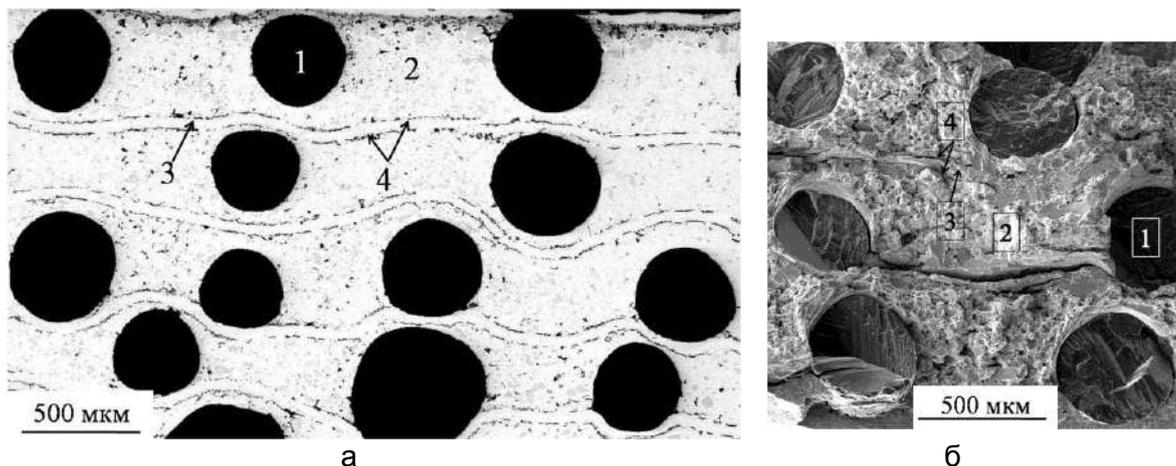


Рисунок 2 – Участок поперечного сечения слоисто-волокнутого композитного материала (а). Участок поверхности разрушения композитного образца, испытанного на прочность (б). 1 – сапфировое волокно, 2 – слой ниобия и твердых растворов ниобия, 3 – слой молибдена и твердых растворов молибдена, 4 – слои интерметаллидов систем Nb–Al и Mo–Al

На рисунке 2а показан шлиф участка поперечного сечения композита, полученного в режиме 1630 °С – 0.5 ч – 10 МПа. Спекшийся порошок ниобия образовал достаточно однородный слой (2) технического чистого ниобия, заполнивший промежутки между волокнами (1) в горизонтальной плоскости и связывающий их. Алюминий, диффундируя из фольги или ее расплава, вдоль границы, разделявшей алюминиевую фольгу и порошок ниобия, образовал раствор алюминия в ниобии и интерметаллиды системы Nb–Al (4). А вдоль границы с молибденовой фольгой – раствор алюминия в молибдене (3) и интерметаллиды системы Mo–Al (4). Указанные области, оценочно, – по результатам анализа, проведенного на сканирующих электронных микроскопах, оснащенных рентгеноструктурными микроанализаторами, и диаграммам состояния систем Nb–Al и Mo–Al – содержат интерметаллиды Nb₂Al, Nb₃Al, Mo₃Al.

Прочность и жесткость композита, а также сопротивление ползучести, в основном, обеспечивается волокнами сапфира и слоями интерметаллидов, трещиностойкость – достаточно пластичными твердыми растворами и границами раздела между волокном и матрицей, а также границами раздела между компонентами матрицы. На фрактограмме поверхности разрушения (рисунок 2б) наблюдаются различные механизмы микроразрушений: обрывы волокон (1) с вытягиванием волокон из матрицы, отдельные расслоения по границам волокно-матрица, расслоения вдоль полос интерметаллидов (4), служащие тормозами трещин, пластическая деформация ниобия (2) и его твердых растворов, ступенчатость траектории макротрещины, совпадающая с границами раздела интерметаллиды-твердые растворы. Суммарная энергия рассеяния при работе этих механизмов обеспечивает достаточную трещиностойкость композитной структуры, содержащей хрупкие компоненты. Исследования структуры композитов выполнялось на цифровых электронных сканирующих микроскопах Tescan VEGA-II XMU и CamScan MV230 (VEGA TS 5130MM).

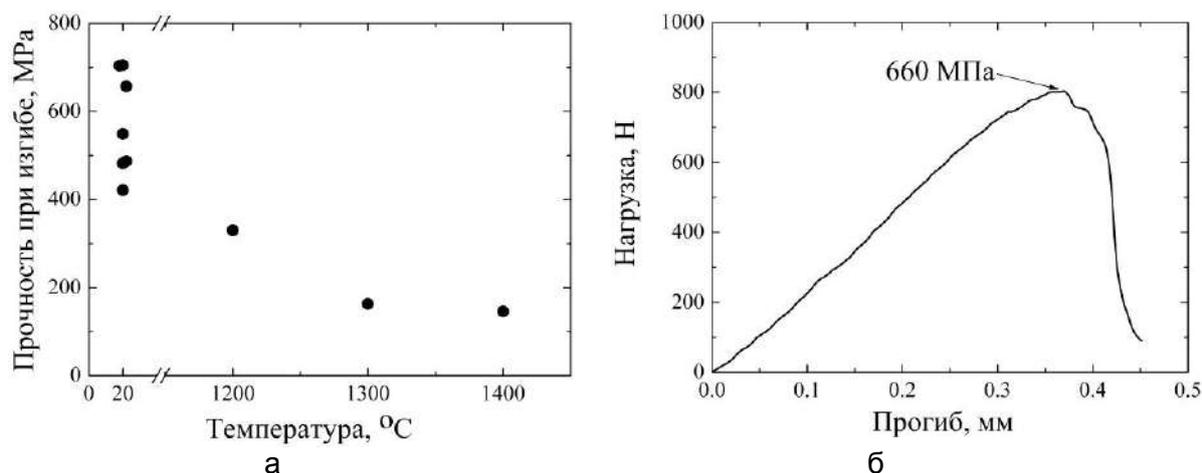


Рисунок 3 – Зависимость прочности композитных образцов от температуры при трехточечном изгибе (а); б – зависимость прогиба одного из образцов от нагрузки при комнатной температуре, значение прочности материала образца указано в поле графика, размеры образца 4.2×2.5×14 мм

Образцы, изготовленные в форме стержней прямоугольного сечения, были испытаны в условиях трехточечного изгиба в широком диапазоне температур с записью нагрузка – прогиб образца, которая позволяла определять прочность и работу внешних сил, затраченную на разрушение. Зависимость прочности материалов образцов от температуры показана на рисунке 3а. А на рисунке 3б – зависимость прогиба одного из образцов при комнатной температуре, – нелинейность этой зависимости указывает на макроскопическом уровне на нехрупкий характер разрушения, подтверждая наблюдения структуры композита после разрушения (рисунок 2б). Эффективная поверхностная энергия композитного материала подсчитывалась как работа внешних сил, отнесенная к удвоенной площади поперечного сечения образца, и, например, для образца, результаты испытаний которого показаны на рисунке 3б, составила $11 \cdot 10^3$ Дж/м². В целом же, значения механических характеристик композитных образцов соответствуют требованиям к материалам такого рода. Представленные образцы имеют пилотный характер, и на путях оптимизации выбора компонентов, структуры, и режимов изготовления подобных композитов, как представляется, имеются резервы.

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

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОХОЖДЕНИЯ ГАУССОВЫХ ПУЧКОВ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЛН ЧЕРЕЗ ОДНОСЛОЙНЫЙ ПЛОСКИЙ ЭКРАН ИЗ ПЕРМАЛЛОЯ

Ерофеенко В.Т.¹, Урбанович А.И.²

¹ Учреждение Белорусского государственного университета
«НИИ прикладных проблем математики и информатики»
г. Минск, Беларусь; e-mail: bsu_erofeenko@tut.by

² Белорусский государственный университет, г. Минск, Беларусь;
e-mail: urbanovich@gmail.com

Пермаллой - это магнитомягкий сплав никеля с железом, обладающий высокой магнитной проницаемостью и имеющий малую коэрцитивную силу. Для придания сплаву необходимых свойств в его состав часто вводят ряд добавок, например, молибден и хром. Пермаллой относят к прецизионным сплавам, т.е. к материалам с редким сочетанием физических и химических свойств. Пермаллой используют также при создании композитов. Разработаны методы решения краевых задач прохождения пучков электромагнитных волн через экраны из различных материалов : пермаллоя [1], биизотропных [2], магнитодиэлектрических [3-4] из киральных материалов [5].

В данном докладе предложен метод решения краевой задачи экранирования гауссовых пучков электромагнитных волн с использованием двухсторонних граничных условий, связывающих электромагнитные поля по обе стороны экрана из пермаллоя.

В пространстве E^3 с диэлектрической и магнитной постоянными ϵ_0, μ_0 размещен экран $D(0 < z < \Delta)$, заполненный пермаллоем [1]. Из области $D_1(z < 0)$ на экран воздействует гауссов пучок электромагнитных волн

$$\vec{E}_0(\vec{\rho}) = \int_0^\infty A(\lambda) \vec{M}_m^{(-1)}(\vec{\rho}; \lambda, k_0) d\lambda, \quad \vec{H}_0(\vec{\rho}) = h_0 \int_0^\infty A(\lambda) \vec{M}_m^{(-2)}(\vec{\rho}; \lambda, k_0) d\lambda, \quad (1)$$

где плотность $A(\lambda)$ определяет TE -поляризованный гауссов пучок,

$A(\lambda) = -(imA_0 g(\lambda, \alpha) + \lambda B_0 g_1(\lambda, \beta)) e^{-v_0(\lambda)h}$, функции $g(\lambda, \alpha), g_1(\lambda, \beta)$ определены в работе [2]. A_0, B_0 - произвольные постоянные, $h > 0$; $\vec{M}_m^{(-1)}, \vec{M}_m^{(-2)}$ - базисные цилиндрические электромагнитные поля с осевой симметрией $\Phi_m = \exp(im\varphi)$, $m = 0, 1, 2, \dots$, m - порядок пучка [6], $\vec{\rho} = (\rho, \varphi, z)$ - цилиндрические координаты, $z = -h$ - плоскость формирования пучка (1) в области D_1 .

Обозначим поля: $\vec{E}'_1(\vec{\rho}), \vec{H}'_1(\vec{\rho})$ - отраженное поле в области D_1 ; $\vec{E}_2(\vec{\rho}), \vec{H}_2(\vec{\rho})$ - поле, проникшее в область $D_2(z > \Delta)$; $\vec{E}_1(\vec{\rho}) = \vec{E}_0(\vec{\rho}) + \vec{E}'_1(\vec{\rho})$, $\vec{H}_1(\vec{\rho}) = \vec{H}_0(\vec{\rho}) + \vec{H}'_1(\vec{\rho})$ - суммарное поле в области D_1 ; $\vec{E}(\vec{\rho}), \vec{H}(\vec{\rho})$ - поле в слое D . В слое D распространяется электромагнитное поле \vec{E}, \vec{H} и поле намагниченности \vec{M} , которые подчиняются

дифференциальным уравнениям [1]:

$$\text{rot } \vec{E} = -\mu_0 \frac{\partial}{\partial t} (\vec{H} + \vec{M}), \quad \text{rot } \vec{H} = \sigma \vec{E}, \quad \frac{1}{\gamma} \frac{\partial \vec{M}}{\partial t} = \vec{M} \times (\vec{H} + \dot{\Delta} \vec{M} - \dot{g} \vec{M} \times \vec{H})$$

Для упрощения решения системы нелинейные уравнения линеаризуем с помощью замены:

$$\vec{H} = \vec{H}_0 + \vec{H}e^{-i\omega t}, \vec{M} = \vec{M}_0 + \vec{M}e^{-i\omega t}, \vec{E} = \vec{E}e^{-i\omega t},$$

где $\vec{H}_0 = \dot{H}_0 \vec{e}_z, \vec{M}_0 = \dot{M}_0 \vec{e}_z; \dot{H}_0, \dot{M}_0 - const, [\dot{H}_0] = [\dot{M}_0] = \frac{A}{M}, |\vec{H}| \ll \dot{H}_0, |\vec{M}| \ll \dot{M}_0,$

$\omega = 2\pi f$ – круговая частота поля.

Поставим краевую задачу экранирования, описывающую проникновение первичного пучка электромагнитных волн (1) через экран D , используя линеаризованные дифференциальные уравнения для пермаллоя [1].

Требуется при заданном первичном поле (1) определить поля $\vec{E}'_1(\vec{\rho}), \vec{H}'_1(\vec{\rho}); \vec{E}_2(\vec{\rho}), \vec{H}_2(\vec{\rho}); \vec{E}(\vec{\rho}), \vec{H}(\vec{\rho})$ с осевой симметрией, которые удовлетворяют уравнениям

$$\text{rot } \vec{E}'_1(\vec{\rho}) = i\omega\mu_0 \vec{H}'_1(\vec{\rho}), \text{rot } \vec{H}'_1(\vec{\rho}) = -i\omega\varepsilon_0 \vec{E}'_1(\vec{\rho}), \text{ в } D_1, \quad (2)$$

$$\text{rot } \vec{E}_2(\vec{\rho}) = i\omega\mu_0 \vec{H}_2(\vec{\rho}), \text{rot } \vec{H}_2(\vec{\rho}) = -i\omega\varepsilon_0 \vec{E}_2(\vec{\rho}), \text{ в } D_2, \quad (3)$$

$$\text{rot } \vec{E}(\vec{\rho}) = i\omega\mu_0 (\vec{H}(\vec{\rho}) + \vec{M}(\vec{\rho})), \text{rot } \vec{H}(\vec{\rho}) = \text{grad } \vec{E}(\vec{\rho}), \text{ в } D, \quad (4)$$

$$i\frac{\omega}{\dot{\gamma}} \vec{M} = \dot{H}_0 \vec{e}_z \times \vec{M} - \dot{M}_0 \vec{e}_z \times \vec{H} - \dot{a}\dot{M}_0 \vec{e}_z \times \Delta \vec{M} - \\ - \dot{g}\dot{M}_0^2 (\vec{e}_z \times \vec{H}) \times \vec{e}_z + \dot{g}\dot{H}_0 \dot{M}_0 (\vec{e}_z \times \vec{M}) \times \vec{e}_z, \quad (5)$$

где $\vec{M} = \vec{M}(\vec{\rho})$ - поле намагниченности;

граничным условиям непрерывности тангенциальных составляющих полей на плоскостях раздела сред $\Gamma_1(z=0), \Gamma_2(z=\Delta)$

$$\left. (\vec{E}'_{1\tau}(\vec{\rho}) - \vec{E}_\tau(\vec{\rho})) \right|_{z=0} = 0, \left. (\vec{H}'_{1\tau}(\vec{\rho}) - \vec{H}_\tau(\vec{\rho})) \right|_{z=0} = 0, \\ \left. (\vec{E}_{2\tau}(\vec{\rho}) - \vec{E}_\tau(\vec{\rho})) \right|_{z=\Delta} = 0, \left. (\vec{H}_{2\tau}(\vec{\rho}) - \vec{H}_\tau(\vec{\rho})) \right|_{z=\Delta} = 0 \quad (6)$$

и дополнительным граничным условиям для поля намагниченности $\vec{M}(\vec{\rho})$ [1]:

$$\left. \left(\frac{d\vec{M}}{dz} + p\vec{M} \right) \right|_{z=0} = 0, \left. \left(\frac{d\vec{M}}{dz} - q\vec{M} \right) \right|_{z=\Delta} = 0.$$

Как можно показать, решение задачи (2) - (6) в областях D_j для TE -поляризованного поля (1) представимо в виде гауссовых пучков волн

$$\vec{E}_2(\vec{\rho}) = \int_0^\infty (x_2(\lambda) \vec{M}_m^{(-1)}(\vec{\rho}; \lambda, k_0) + y_2(\lambda) \vec{M}_m^{(-2)}(\vec{\rho}; \lambda, k_0)) d\lambda, \\ \vec{H}_2(\vec{\rho}) = h_0 \int_0^\infty (x_2(\lambda) \vec{M}_m^{(-2)}(\vec{\rho}; \lambda, k_0) + y_2(\lambda) \vec{M}_m^{(-1)}(\vec{\rho}; \lambda, k_0)) d\lambda, \quad z > \Delta; \\ \vec{E}'_1(\vec{\rho})(\vec{\rho}) = \int_0^\infty (x_1(\lambda) \vec{M}_m^{(-1)}(\vec{\rho}; \lambda, k_0) + y_1(\lambda) \vec{M}_m^{(-2)}(\vec{\rho}; \lambda, k_0)) d\lambda, \\ \vec{H}'_1(\vec{\rho}) = h_0 \int_0^\infty (x_1(\lambda) \vec{M}_m^{(-2)}(\vec{\rho}; \lambda, k_0) + y_1(\lambda) \vec{M}_m^{(-1)}(\vec{\rho}; \lambda, k_0)) d\lambda, \quad z < 0, \quad (7)$$

где плотности $x_j(\lambda)$, $y_j(\lambda)$ полей (7) определены в результате решения задачи для цилиндрических волн с осевой симметрией зависящих от параметра λ с использованием двухсторонних граничных условий. Получены следующие соотношения:

$$y_1 = \frac{2}{d} Q_{22} A, \quad y_2 = -\frac{2}{d} Q_{21} A, \quad d = Q_{11} Q_{22} - Q_{12} Q_{21};$$

$$x_1 = -A + \frac{2}{d} F_0^{(-)} ((C_{11} - h_0 \bar{v}_0 C_{12}) Q_{22} - (h_0 C_{14} - \bar{v}_0 C_{13}) Q_{21}) A,$$

$$x_2 = \frac{2}{h_0 d} F_0^{(-)} ((C_{41} - h_0 \bar{v}_0 C_{42}) Q_{22} - (h_0 C_{44} - \bar{v}_0 C_{43}) Q_{21}) A,$$

где

$$Q_{11} = C_{11} - h_0 \bar{v}_0 C_{12} - \frac{1}{h_0 \bar{v}_0} C_{21} + C_{22}, \quad Q_{12} = -\bar{v}_0 C_{13} + h_0 C_{14} + \frac{1}{h_0} C_{23} - \frac{1}{\bar{v}_0} C_{24},$$

$$Q_{21} = -\frac{1}{\bar{v}_0} C_{31} + h_0 C_{32} + \frac{1}{h_0} C_{41} - \bar{v}_0 C_{42}, \quad Q_{22} = C_{33} - \frac{h_0}{\bar{v}_0} C_{34} - \frac{\bar{v}_0}{h_0} C_{43} + C_{44}.$$

C_{ij} ($i, j = 1, 2, 3, 4$) - элементы передаточной матрицы, связывающей поля по обе стороны экрана из пермаллоя в случае цилиндрических волн с осевой симметрией.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ерофеенко, В. Т. Математическая модель экранирования монохроматических электромагнитных полей плоскими экранами из пермаллоя / В. Т. Ерофеенко // Информатика. – 2019. – Т.16, № 2. – С.40–51.
2. Ерофеенко, В. Т. Краевая задача дифракции пучков электромагнитных волн на плоском экране из биизотропных материалов / В.Т. Ерофеенко // Известия НАН Беларуси. Сер. физ.-мат. наук. – 2012. – № 4. – С. 72-79.
3. Ерофеенко, В. Т. Решение задачи экранирования круговых пучков электромагнитных волн плоским магнитоэлектрическим экраном / В. Т. Ерофеенко, А. И. Урбанович // Труды XXIX Международной конференции "Радиационная физика твердого тела" (Севастополь, 08 - 13 июля 2019 г.), под ред. заслуженного деятеля науки РФ, д.ф.-м.н., проф. Г.Г. Бондаренко. М. ФГБНУ "НИИПМТ", 2019 г., С. 352 - 362.
4. Бондаренко, В.Ф. Моделирование экранирования электромагнитного излучения экранами с пространственной дисперсией, содержащими сфероидалные частицы / В.Ф.Бондаренко, В.Т.Ерофеенко, А.И. Урбанович // Физические основы приборостроения. – 2019. – Т.8, №2(32). – С.91-101.
5. Ерофеенко, В. Т. Преобразование пучков электромагнитных волн при прохождении через экран из кирального метаматериала / В. Т. Ерофеенко, В. Ф. Бондаренко // Информатика. – 2013. – № 1. – С. 5–17.
6. Ерофеенко, В. Т. Аналитическое моделирование в электродинамике / В. Т. Ерофеенко, И. С. Козловская. – М.: Либроком, 2014. – 304 с.

ВОЗМОЖНОСТЬ ПОЛУЧЕНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОСТРУКТУР ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ

Гончаров В.К., Пузырёв М.В., Исмаилов Д.Р., Шульган Н.И.

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

Одним из методов нанесения наноплёнок на различные материалы (подложки) является лазерно-плазменный. Он имеет преимущества перед другими методами. Это возможность получать плазму практически из любого вещества, стерильность, то есть при нанесении плёнок в вакууме лазерное излучение не вносит дополнительных примесей в осаждаемое покрытие.

Для надежного управления режимами нанесения нанопокровтий в [1] было предложено получать из лазерной плазмы поток ионов и плавно регулировать энергию ионов и плотность ионного потока с помощью изменения потенциала электрического поля. Электрическая схема таких экспериментов представлена на рисунке 1.

Для осаждения нанопокровтий применялся импульсный YAG:Nd³⁺ лазер LS-2137 фирмы Lotis-TII с длиной волны $\lambda = 1064$ нм и длительностью импульса по полувысоте $\tau \sim 20$ нс. В качестве мишеней использовались алюминий, серебро и медь. Мишень вращалась со скоростью 2 об/мин, чтобы предотвратить образования глубокого кратера на её поверхности, что может сказаться на пространственной форме эрозионного факела. Плотность мощности воздействующего лазерного излучения составляла $8,9 \cdot 10^8 \div 1,8 \cdot 10^9$ Вт/см². В качестве подложки использовался кремний КДБ03.

На промежуток мишень – сетка и сетка – подложка подавались различные потенциалы U_1 и U_2 (см.рис.1.). Измерения производились с помощью осциллографа Tektronix TDS 2022B.

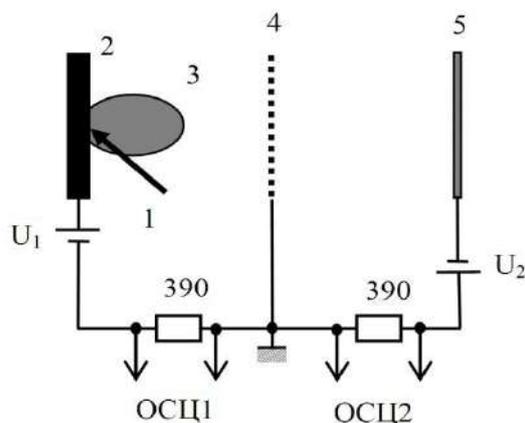


Рисунок 1 - Электрическая схема: 1- лазерное излучение; 2 –мишень; 3 – эрозионный факел; 4 – сетка; 5 – подложка

Так как в наших экспериментах присутствуют два источника питания, то немаловажно в какой точке производить заземление. Предварительно были проведены эксперименты с заземлением лазерной мишени и подложки. Оказалось, что в этих случаях источники питания через внутреннее сопротивление участков мишень – сетка и сетка – подложка влияют друг на друга. И только схема (см. рисунок 1.) с заземленной сеткой позволяет источникам питания U_1 и U_2 быть независимыми при любых

режимах экспериментов.

При подаче отрицательного потенциала на сетку по отношению к мишени происходит разделение электронных и ионных потоков. Электроны возвращаются на мишень, а ионы двигаются к сетке. При достижении потенциала на сетке $\sim 2,5 \div 5$ В после сетки формируется поток заряженных частиц преимущественно за счет ионов.

На рисунке 2 представлены кривые тока в промежутке медная мишень – сетка при подаче отрицательного потенциала на сетку по отношению к мишени 20 В.

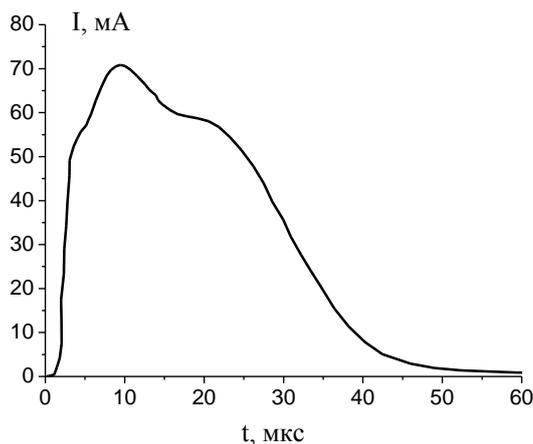


Рисунок 2 – Импульс тока в промежутке мишень-сетка в зависимости от времени при воздействии лазерного излучения плотностью мощности $1,0 \cdot 10^9$ Вт/см² на медную мишень.

Для других металлов характер кривой аналогичен, только отличие наблюдается количественное, определяемое различными теплофизическими характеристиками.

Как видно из рисунка 2 кривая имеет несколько "горбов". Это можно объяснить следующим образом. При появлении плазмы в промежутке мишень – сетка при потенциале сетки по отношению к мишени 20В, заставляет без организации двойного электрического слоя ионы двигаться к отрицательному потенциалу сетки, а электроны к мишени. Однако, из-за

экранирующего действия потенциала сетки ионами электроны практически двигаются с небольшой скоростью к поверхности мишени. В это время ток в цепи сетка – мишень определяется в основном током ионов (1^й горб).

Как только основной поток ионов проскочил сетку (это ~ 4 мкс после начала воздействия лазерного излучения) потенциал, поданный на неё с источника питания U_1 уже не заэкранирован ионами и электроны начинают двигаться к мишени, резко увеличивая обратный ток электронов (2^й горб).

«Третий горб» на кривой тока в промежутке мишень – сетка определяется прямым ионным потоком и обратным потоком электронов в конце распадающегося лазерно-плазменного факела.

При этом после сетки формируется поток заряженных частиц в сторону подложки, состоящий преимущественно из ионов.

Энергией потока ионов и его плотностью можно управлять ступенчато изменением плотности мощности воздействующего лазерного излучения, и плавно изменяя потенциал промежутка сетка – подложка.

На рисунке 3 представлены кривые тока ионов на подложку при различных плотностях мощности.

Как видно из этого рисунка, при малых плотностях мощности воздействующего лазерного излучения (см. рисунок 3 (1)) происходит осаждение ионов на подложку, и ток ионов во времени повторяет форму свечения лазерного факела. При увеличении плотности мощности воздействующего лазерного излучения (рис.3 (2)) появляется ограничение вершины импульса ионного тока на подложку. Это происходит за счет обратного тока ионов вторичной эмиссии. При дальнейшем увеличении плотности мощности воздействующего лазерного излучения интенсивность вторичной эмиссии ионов увеличивается (см. рисунок 3 (3))

Более плавная и эффективная регулировка энергии ионов осуществляется увеличением потенциала промежутка сетка-подложка.

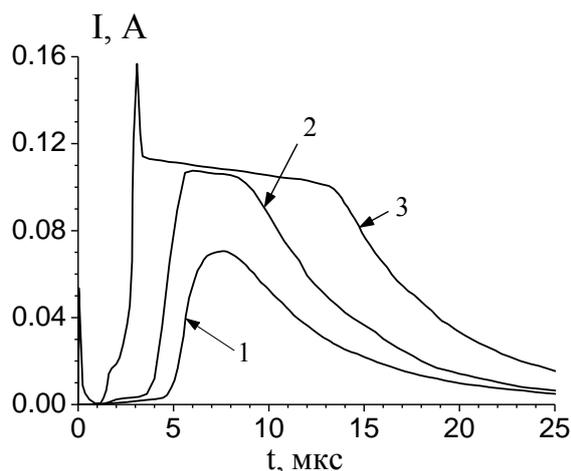


Рисунок 3 – Общий ток в цепи сетка-подложка: при потенциалах сетка-мишень 20 В и сетка-подложка 50 В при различных плотностях мощности воздействующего лазерного излучения: 1 – $8,9 \cdot 10^8$ Вт/см²; 2 – $1,0 \cdot 10^9$ Вт/см²; 3 – $1,8 \cdot 10^9$ Вт/см²

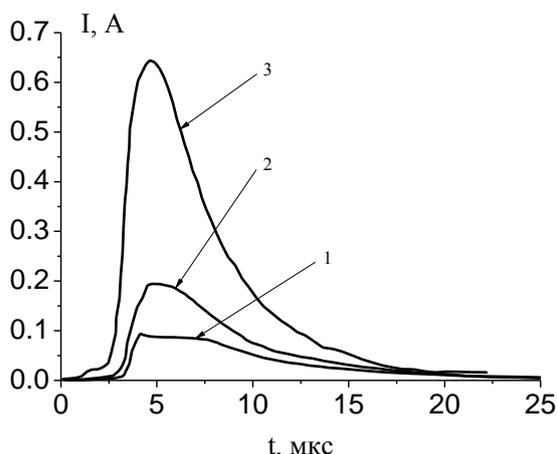


Рисунок 4 - Зависимость тока на подложке при воздействии лазерного излучения плотностью мощности $1,8 \cdot 10^9$ Вт/см² на медную мишень при потенциале между сеткой и мишенью 20 В и различных потенциалах между сеткой и мишенью: 1- 50В; 2-100В; 3-400В

На рисунке 4 представлены результаты таких экспериментов. Как видно из этого рисунка при увеличении энергии ионов исчезает ограничение вершины импульса. Это происходит за счет уменьшения сечения поглощения и ионы внедряются в поверхностный слой подложки и таким образом в приповерхностном слое материала подложки формируется псевдодиффузный слой материала лазерной мишени.

Таким образом, используя различные режимы и параметры ионных потоков на подложку можно последовательно не разгерметизируя вакуумную камеру производить несколько операций: травление подложки, создание псевдодиффузионного слоя материала лазерной мишени в приповерхностной области подложки и нанесение высокоадгезионных наноструктур материала лазерной мишени на материал подложки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гончаров, В.К. Физические процессы в лазерном источнике ионов алюминия с управляемой энергией для нанесения нанопленок / В.К.Гончаров, М.В.Пузырев, В.Ю.Ступакевич // Журнал Белорусского государственного университета. Физика. - 2017. - № 3 – С.79-87.

СИНТЕЗ И СТРУКТУРА НОВОЙ ФАЗЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ $\text{Lu}_x\text{W}_{4-x}\text{O}_{10}$ ($x \approx 1$)

Зибров И.П., Филоненко В.П.

Институт физики высоких давлений им. Л. Ф. Верещагина РАН, Москва, Россия
zibrov@hppi.troitsk.ru

Введение

В системе W-Lu-O известны 4 стехиометрических соединения: $\text{Lu}_2(\text{WO}_4)_3$, Lu_2WO_6 , $\text{Lu}_{14}\text{W}_4\text{O}_{33}$, $\text{Lu}_6\text{WO}_{12}$ [1-4], - и одно нестехиометрическое -перовскитоподобная вольфрамовая бронза Lu_xWO_3 [5]. В условиях высоких давлений и температур (HP-HT) изучались фазовые переходы в Lu_2O_3 [6] и в системе W-O, однако, тройная система не изучалась. Ранее мы показали, что в тройных системах с большими редкоземельными атомами, такими как La, Pr, Nd) [7-9] при HP-HT условиях синтезируются новые соединения. Поэтому было бы интересно посмотреть, что происходит в системах с маленькими редкоземельными атомами. Для этого было приготовлено несколько десятков образцов разного состава при различных HP-HT условиях в системе W-Lu-O. Несколько новых тройных соединений было обнаружено, в том числе гексагональная вольфрамовая бронза Lu_xWO_3 . В данной работе представлены результаты по синтезу и расшифровке структуры новой фазы высокого давления $\text{Lu}_x\text{W}_{4-x}\text{O}_{10}$.

Методика и результаты

Методика термобарической обработки материала в камерах «тороид» подробно описана в [10]. Исходные смеси порошков WO_3 , Lu_2O_3 и W, соответствующие составам Lu_xWO_3 ($x=0.1, 0.2$), $\text{LuW}_3\text{O}_{10}$, $\text{LuW}_3\text{O}_{10.5}$, LuW_3O_8 , LuW_3O_9 , $\text{Lu}_2\text{W}_3\text{O}_{12}$ и др. предварительно прессовали в таблетки диаметром 5 мм и высотой $2 \div 3$ мм. Для предотвращения химического взаимодействия образцы изолировали от графитового нагревателя тугоплавкой фольгой (Ta, W). После достижения давления в камере 5.0-7.0 ГПа, нагревали образец до $T=1100-1300$ С и выдерживали в течение 3-10 мин., после чего материал охлаждали со скоростью 100 С/сек. Извлеченные из камеры высокого давления образцы очищали механически от защитной фольги и подвергали рентгенофазовому анализу в Гинье-камере G670 (Huber, Германия) ($\text{CuK}_{\alpha 1}$ излучение).

Все образцы были многофазными. В некоторых из них были зафиксированы пики, не относящиеся ни к одной из известных фаз. Выделение этих пиков в разных образцах и их индентификация дало тетрагональную ячейку с параметрами $a=4.7234$ Å, $c=7.3559$ Å и $V=164.12$ Å³, которые близки к параметрам TeO_2 , относящегося к структурному типу рутила TiO_2 . Очевидно, что наша ячейка содержит 4 атома металла, как ячейка TeO_2 . Следует отметить, что новое соединение было в образцах с малым содержанием Lu по отношению к W и с максимальным содержанием кислорода в исходных смесях, т.е. в Lu_xWO_3 ($x=0.1, 0.2$), $\text{LuW}_3\text{O}_{10}$, $\text{LuW}_3\text{O}_{10.5}$, но отсутствовало в LuW_3O_8 , LuW_3O_9 , $\text{Lu}_2\text{W}_3\text{O}_{12}$. Таким образом, наиболее вероятно, формула соединения $(\text{Lu},\text{W})_4\text{O}_{10}$. Анализ индексов присутствующих на дифрактограммах отражений показал, что присутствуют отражения с индексами $(hk0)$, для которых $h+k=2n$. Это правило соблюдается только в 4-х группах: $P 4/n$, $P 4 2_1 2$, $P -4 2_1 m$ и $P 4/nmm$. Из образца исходного состава $\text{LuW}_3\text{O}_{10.5}$, приготовленного при $P=8.0$ ГПа и $T=1200$ С, удалось выделить материал, состоящий только из двух фаз: известной триклинной модификации WO_3 (~30%) и искомой фазы (~70%). Так как чистую фазу выделить не удалось, структуру расшифровывали методом проб и ошибок. Маленький объем ячейки позволял разместить в ней всего 4 металлических атома. При размещении атомов кислорода учитывалась длина связей W-O и Lu-O. Рентгеновские данные для структурного анализа собирали на дифрактометре Stadi/P (Stoe, Германия) ($\text{CuK}_{\alpha 1}$ излучение). Модели структуры уточняли с использованием метода Ритвельда (пакет программ GSAS). Структурные параметры для WO_3 взяли из [11], и для него уточняли только параметры ячейки, профильные параметры и весовую долю в смеси.

Были протестированы все 4 группы, которые были идентичными с точки зрения расположения атомов металлов, однако группа $P-4 2_1m$ оказалась лучшей с точки зрения симметрии размещения атомов кислорода. Результаты уточнения модели структуры нового соединения представлены на рис.1а и в таблице 1. Атомные координаты и изотропные тепловые параметры для $\text{Lu}_{1.04}\text{W}_{2.96}\text{O}_{10}$ представлены в таблице 2. На рис.1б показана структура новой фазы.

Атомы вольфрама располагаются как в пентагональной бипирамиде (ПБ, к.ч.=7), так и в четырехугольной пирамиде (ЧП) из атомов кислорода (к.ч.=5). Лютеций же, как более крупный атом располагается только в ПБ. ЧП контактирует с ПБ одним ребром и пятью вершинами, а ПБ между собой соединены вершинами, образуя двумерные сетки в плоскости xy . ЧП соединяют эти сетки между собой вдоль оси z . В результате каждая ПБ окружена шестью ЧП, а каждая ЧП-шестью ПБ. Так как ПБ занимают как атомы лютеция, так и вольфрама, у данного соединения существует область гомогенности. Максимальное содержание Lu в ячейке 1.33 атома, т.к. в этом случае вольфрам

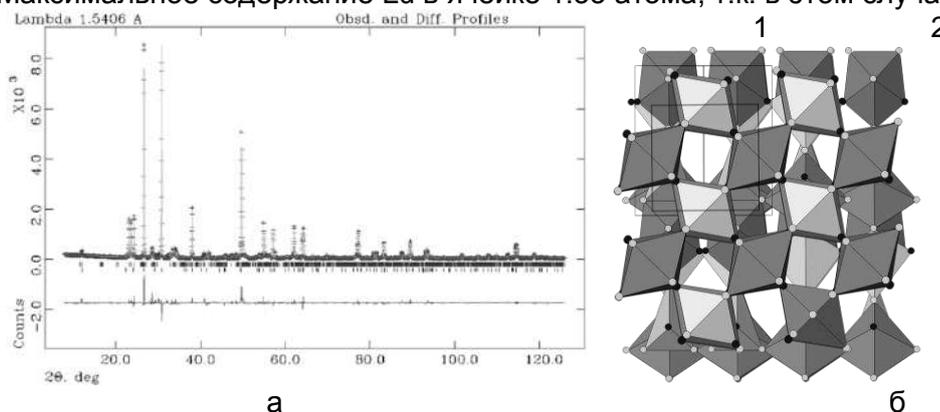


Рисунок 1 - Полнопрофильный анализ и структура $\text{Lu}_{1.04}\text{W}_{2.96}\text{O}_{10}$.

а - экспериментальные (+), рассчитанные (сплошная линия) и разница между экспериментальными и рассчитанными данными (нижняя кривая) рентгеновской дифракции.

Позиции всех разрешенных брэгговских рефлексов показаны в виде рядов вертикальных маркеров: верхний ряд - WO_3 , нижний ряд - $\text{Lu}_{1.04}\text{W}_{2.96}\text{O}_{10}$; б - структура $\text{Lu}_{1.04}\text{W}_{2.96}\text{O}_{10}$, состоящая из пентагональных бипирамид $[(\text{Lu},\text{W})\text{O}_7]$ (темные полиэдры) и четырехугольных пирамид $[\text{WO}_5]$ (светлые полиэдры): 1 – в направлении $[001]$; 2 - в направлении $[110]$.

Маленькие кружки в вершинах полиэдров – атомы O.

Таблица 1- Экспериментальные данные для $\text{Lu}_{1.04}\text{W}_{2.96}\text{O}_{10}$.

Химическая формула	$\text{Lu}_{1.04}\text{W}_{2.96}\text{O}_{10}$
Молекулярный вес	886.225
Пространственная группа	$P-4 2_1m$
a (Å)	4.72348(3)
c (Å)	7.35596(8)
V (Å ³)	164.121(2)
Z	1
d -выч. (г/см ³)	8.967
Весовая доля в смеси, %	0.7056(12)
Излучение	$\text{CuK}\alpha_1$
Длина волны (Å)	1.5405981
Температура (К)	293
Сбор данных	
Дифрактометр	Stadi/P, Stoe
Уточнение	GSAS
R_F	0.0470
R_P	0.1011
R_{WP}	0.1454
No. уточняемых параметров	38

полностью окислен W^{+6} . При уменьшении концентрации лютеция увеличивается содержание вольфрама, и, соответственно, уменьшается его валентность. Для лютеция к.ч.7 наблюдается во многих оксидах, в частности, в $\text{B-Lu}_2\text{O}_3$ [6]. Для вольфрама более характерны октаэдр (к.ч.6), ПБ (к.ч.7) и в некоторых соединениях, например, шеелите CaWO_4 –тетраэдр (к.ч.4). ЧП с к.ч.5 в оксидах вольфрама встречается впервые.

Таблица 2 - Атомные координаты, изотропные тепловые параметры U_{iso} (\AA^2) и занятости позиций (OCC) для $\text{Lu}_{1.04}\text{W}_{2.96}\text{O}_{10}$.

Атом	Site	OCC	x	y	z	U_{iso}
Lu	(2c)	0.52(6)	0	0.5	0.11114(32)	0.00813(40)
W1	(2c)	0.48(6)	0	0.5	0.11114(32)	0.00813(40)
W2	(2c)	1.0	0	0.5	0.64543(30)	0.01374(47)
O1	(4e)	1.0	0.2737(26)	0.7737(26)	0.7539(22)	0.0072(50)
O2	(4e)	1.0	0.3152(25)	0.8152(25)	0.0955(29)	0.0184(54)
O3	(2c)	1.0	0	0.5	0.425	0.0592(97)

ЛИТЕРАТУРА

1. K.Nassau, J.W.Shiever, E.T.Keve. *J. Solid State Chem.* 3, 411-419, 1971.
2. A.N.Pokrovskii, V.K.Rybakov, V.K. Trunov. *Russ. J. Inorg. Chem.* 14, 1233-1234, 1969.
3. G.J.McCarthy, R.D.Fischer, G.G.Johnson, C.E.Gooden. *NBS-Spec. Publ.* 364, 397-411, 1972.
4. E.A.Aitken, S.F.Bartram, E.F.Juenkel. *Inorg. Chem.* 3, 949-954, 1964.
5. W.Ostertag. *Inorg. Chem.* 5, 758-760, 1966.
6. H.R.Hoekstra. *Inorg. Chem.* 5, 754-757, 1966.
7. V.P.Filonenko, C.Grenthe, M.Nygren, M.Sundberg, I.P.Zibrov. *J. Solid State Chem.* 163, 84-92, 2002.
8. N.D.Zakharov, P.Werner, I.P.Zibrov, V.P.Filonenko and M.Sundberg. *J. Solid State Chem.* 147, 536-544, 1999.
9. C.Grenthe, M.Sundberg, V.P.Filonenko, I.P.Zibrov. *J. Solid State Chem.* 168, 284-293, 2002.
10. Zibrov I.P., Filonenko V.P., Werner P.-E., Marinder B.-O., Sundberg M. *J. of Solid State Chem.* 141, 205-211, 1998.
11. P.-E.Werner, L.Eriksson, M.Westdahl. *J. Appl. Crystallogr.* 18, 367-370, 1985.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ ПОРОШКОВОГО СПЛАВА $Ti_{28}Ni_{50}Hf_{22}$

Володько С.С.

Тульский государственный университет, Тула, Россия, volodko.sv@gmail.com

Сплавы с высокотемпературным эффектом памяти формы (СВЭПФ) являются актуальным научным направлением в области материаловедения последние 20 лет. Существует большое количество систем, в которых реализуется высокотемпературный эффект памяти формы, например, Ni-Fe, Co-Ni-Ga, Ru-Ta, Ni-Mn-Ga/Al, U-Nb, Co-Al-Ni/Nb, Zr-Cu, Ni-Al и т.д. Однако наиболее перспективными с точки зрения коммерческого применения из всех существующих объемных поликристаллических СВЭПФ на данный момент являются сплавы на основе интерметаллида TiNi, легированного одним или двумя элементами. Сегодня известно, что Pd, Pt, Zr, Hf и Au повышают температуры фазовых переходов интерметаллида TiNi, у которого они не превышают 120 °С, на несколько сотен градусов Цельсия. В свою очередь, это позволяет реализовывать эффект памяти формы (ЭПФ) при температурах 120-350 °С с приемлемым уровнем функциональных свойств. С точки зрения себестоимости получения и уровня функциональных свойств наиболее перспективными являются сплавы TiNi, легированные Hf. Однако эти сплавы крайне нетехнологичны, так как получение их традиционными методами, такими как, вакуумная дуговая и вакуумная индукционная плавка сильно осложнено резко различающимися физическими свойствами компонентов сплава, приводящие к ликвации при кристаллизации. Это является причиной разного уровня свойств, в том числе функциональных, по объему литой заготовки. Тем не менее, стоит отметить, что литьевые технологии, особенно вакуумная индукционная плавка с 4-6 переплавами, позволяют получать небольшие слитки из сплавов TiNiHf и др. массой, как правило, 10-50 грамм с высокой степенью гомогенности и низким уровнем примесей. В свою очередь, это позволяет исследовать влияние деформаций, термических обработок и других воздействий на структуру и свойства материала, но этого недостаточно для применений сплавов TiNiHf в технике, авиа- и машиностроении.

В связи с тем, что сплавы TiNiHf нетехнологичны в литературе встречаются разнообразные методы их получения: литье, Кембридж процесс, твердофазное спекание чистых компонентов, селективное лазерное плавление и др. Каких-либо значимых результатов пока не достигнуто, что ставит конкретную научную задачу – разработка технологии получения массивных (1 кг и более) заготовок из сплавов TiNiHf с температурным интервалом ЭПФ - 200-300 °С, уровнем обратимой деформации ~ 4 % и обладающих ресурсом пластичности на уровне 10 % для их деформации с целью получения полуфабрикатов различного сортамента. Реализация ЭПФ при температурах 200-300 °С требует введения около 45 % масс. гафния с большой атомной массой, что является довольно трудной задачей.

В данной работе экспериментальный образец в виде цилиндрической заготовки сплава $Ti_{28}Ni_{50}Hf_{22}$ массой ~ 300 грамм (диаметр 30 мм, длина 80 мм) был получен по технологии гидридно-кальциевого синтеза порошка с последующей консолидацией прессованием и твердофазным спеканием в вакууме. Сам синтез порошка в первом приближении можно представить в виде следующей реакции:



Химический состав синтезированного порошка показан в таблице 1, который близок к стехиометрическому. Высокое содержание водорода в порошке является особенностью технологии. После отжига порошка в вакууме при 800 °С в течение 30 минут уровень водорода снизился до 0,004 % масс.

Таблица 1 - Химический состав порошка

Состав сплава % ат. (% масс.)	Основные элементы, % ат. (% масс.)			Примеси, % масс.				
	Ni	Ti	Hf	O	N	C	H	Ca
Ti ₂₈ Ni ₅₀ Hf ₂₂ (Ti - 35,8Ni- 47,9Hf)	49,9 (35,5)	28,4 (16,5)	21,7 (46,8)	0,093	0,036	0,040	0,300	0,090

Фазовый состав порошка согласно данным рентгоструктурного анализа представляет собой B19'-мартенсит с моноклинной решеткой mP4/2 и параметрами $a = 0,3084$, $b = 0,4068$, $c = 0,4921$ нм и углом $\beta = 103,792^\circ$. Присутствуют рефлекссы, соответствующие B2-аустениту с кубической решеткой cP2/1 и следы карбида или оксида гафния. Локальный микроанализ (МРСА) отдельных частиц порошка показал неравномерное распределение компонентов сплава от частицы к частице. Наиболее равномерно по структуре распределен Ni, разброс концентрации которого не превышает 1,6 % ат. Разброс концентраций Hf и Ti в крайнем случае может достигать 27 % ат. Однако распределение компонентов в пределах одной порошинки довольно однородное $\pm 0,5$ % ат. по каждому элементу. Это связано с особенностями технологии, в частности с растворимостью компонентов в жидком кальции и механизмом взаимодействия компонентов при синтезе порошка.

Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) отдельных областей структуры спеченного при 1250 °С сплава Ti₂₈Ni₅₀Hf₂₂ показал, что распределение Hf и Ti неравномерно по объему заготовки, но Ni распределен однородно. Разброс концентраций Ti и Hf составляет 12 % ат. Спекание по режиму 1300 °С, 3 часа позволяет получить более равномерное распределение компонентов и разброс концентрации Hf и Ti снижается с 12 до 4 % ат. Применение гомогенизационных отжигов при температуре 1000 °С продолжительностью 4 и 16 часов спеченного сплава Ti₂₈Ni₅₀Hf₂₂ приводит к выравниванию химического состава. Разброс концентраций Hf и Ti падает с 4 % ат. до 2 % ат. Увеличение времени отжига с 4 до 16 часов значимо не влияет на однородность распределения компонентов.

ДСК анализ образцов после отжигов показал (рисунок), что гомогенность сплава Ti₂₈Ni₅₀Hf₂₂ существенно влияет на протекание мартенситных превращений (МП), что напрямую определяет температурный интервал реализации ЭПФ. В образце с самой высокой неоднородностью химического состава (спекание 1250 °С, 2 ч) при нагреве не обнаружено эффектов, связанных с МП. По мере повышения однородности сплава в ходе термических обработок на ДСК-кривой регистрируются эндотермические пики, а интервал МП сужается, при этом температуры обратного МП несколько снижаются.

Однако температурный интервал МП (Ак-Ан) довольно широкий и в лучшем случае составляет 63 °С (табл. 2), что несомненно имеет место по причине остаточной неоднородности по Ti и Hf после отжига.

Таким образом, порошковое состояние характеризуется неоднородным распределением Ti и Hf. Консолидация значительно повышает однородность сплава, причём тем сильнее, чем выше температура спекания, а применение гомогенизирующих отжигов позволяет дополнительно улучшить равномерность распределения компонентов в матрице, однако добиться однородности уровня экспериментальных литых материалов на данный момент не удалось.

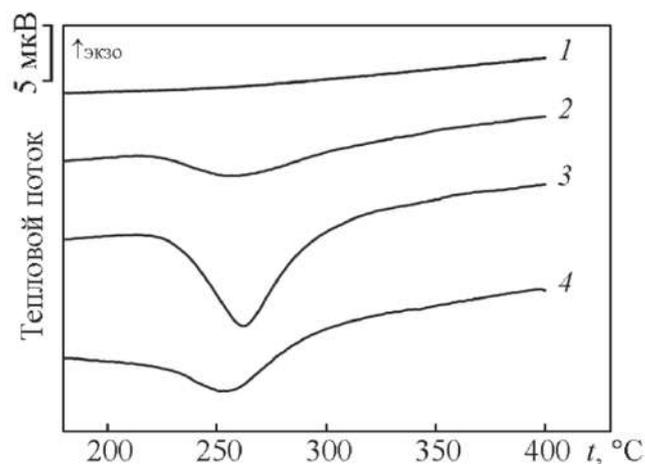


Рисунок 1 - ДСК-кривые, полученные при нагреве: 1 – спекание 1250 °С, 2 часа; 2 – спекание 1300 °С, 3 часа; 3 – спекание 1300 °С, 3 часа + отжиг 1000 °С, 4 часа; 4 - спекание 1300 °С, 3 часа + отжиг 1000 °С, 16 часов

Таблица 2 - Характеристики мартенситных превращений сплава при нагреве

Состояние	$A_n, ^\circ\text{C}$	$A_k, ^\circ\text{C}$	$A_k - A_n, ^\circ\text{C}$
Спекание 1300 °С, 3 часа	221	306	85
Спекание 1300 °С, 3 часа + отжиг 1000 °С, 4 часа	231	294	63
Спекание 1300 °С, 3 часа + отжиг 1000 °С, 16 часа	227	291	64

В рамках проделанной работы можно сделать два основных вывода:

- из-за несовершенства технологии гидридно-кальциевого синтеза разброс концентраций основных элементов в матрице, который наследуется спеченной заготовкой из порошка, приводит к образованию ряда интерметаллидов TiNiHf с разной стехиометрий, что отражается в широком интервале МП, а применение гомогенизационных отжигов продолжительностью до 16 часов не позволяет добиться желаемой степени гомогенности (разброс концентраций элементов $\sim 0,3$);

- технология гидридно-кальциевого синтеза требует оптимизации, для этого необходимо учитывать механизмы взаимодействия компонентов в шихтовой смеси при нагреве, и, по нашему мнению, оптимизировать процессы приготовления шихты для обеспечения высокой однородности распределения компонентов непосредственно на этапе смешивания, что в дальнейшем позволит получать гомогенные заготовки сплава TiNiHf .

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №18-03-00451 А).

**ОБРАТИМЫЕ ПРОЦЕССЫ, ПРОТЕКАЮЩИЕ В НАГРУЖЕННЫХ ЛЕНТОЧНЫХ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ ПРИ ПРОПУСКАНИИ ИМПУЛЬСНОГО
ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА**

Федоров В.А., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н.
*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия, E-mail: fedorov@tsutmb.ru*

Ленточные металлические стекла и изделия из них находят широкое применение, подвергаясь в ходе эксплуатации различного рода воздействиям: механическому, электромагнитному, тепловому, радиационному и другим. Основные области применения материалов связаны с использованием их в качестве магнитных головок звуко- и видеозаписи, а также в магнитных головках периферийных устройств ЭВМ. Изучение свойств и структуры этих материалов было начато в середине двадцатого и продолжается до сих пор, однако на сегодняшний день все еще нет единой модели структуры и свойств данных материалов. Результаты исследований свойств ленточных металлических стекол, подверженных различного рода воздействиям носят противоречивый характер, не разработан единый механизм изменения свойств. Исследование изменения свойств и структуры ленточных металлических стекол под влиянием различного рода воздействий является одной из актуальных задач физики неупорядоченных сред. Целью работы является определение процессов, происходящих в нагруженных ленточных металлических стеклах и вызывающих сброс механической нагрузки в момент воздействия импульсов электрического тока.

Для проведения исследований были взяты образцы с размерами $90 \times 3,54 \times 0,02$ мм ленточных металлических стекол на основе кобальта с различным содержанием основы, полученные методом спиннингования. Одноосное растяжение образцов осуществляли на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565 со скоростью движения траверсы 0,1 мм/мин. Во время деформации образца через него пропускали импульсы электрического тока путем разрядки конденсатора. Плотность тока, протекающего через образцы, варьировали от $1 \cdot 10^8$ до $1 \cdot 10^9$ А/м². Использовали импульсы с длительностью ~ 5 мс.

В ходе экспериментов установлены значения величины обратимого механического напряжения $\Delta\sigma$ и обратимого скачка температуры ΔT , полученные в момент пропускания импульсного электрического тока для всех сплавов. Далее, используя закон Гука, определена величина Δl_y общего удлинения образца и величина Δl_T – удлинение за счет термического расширения. Установлено, что доля сброса механического напряжения за счет термического расширения достигает ~ 11 % от общей величины. Из полученных результатов следует, что дополнительное удлинение образца в общем сбросе механического напряжения, на 78 % превышает значение, полученное при термическом расширении. Это указывает на то, что помимо термического расширения в образцах протекают другие обратимые процессы, которые могут быть ответственны за сброс механического напряжения. Например, конкурирующие процессы обратимой направленной структурной релаксации и процессы топологического упорядочивания, которые, вероятнее всего, ответственны за такое поведение механического напряжения.

Таким образом, величина сброса механического напряжения, полученная за счет импульсов электрического тока, в ленточном металлическом стекле, обусловлена не только термическим расширением, но и протеканием других обратимых процессов, обусловленных спецификой воздействия.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-01-00513).

ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ АЗОТА И АРГОНА

Федоров В.А., Шлыкова А.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Васильева С.В.
*Тамбовский государственный университет им. Г.П. Державина,
г. Тамбов, Россия, E-mail: fedorov@tsutmb.ru*

Объемные металлические стекла на основе циркония подвержены точечной коррозии, которая может возникать на дефектах структуры в процессе эксплуатации этих материалов и изделий из них. Одним из методов борьбы с ней является модифицирование поверхности сплавов ионной обработкой и последующее определение биологической коррозионной устойчивости обработанной поверхности к длительному воздействию биологических жидкостей. Ионное внедрение является одним из важнейших способов модификации поверхностных слоёв. Ионы проникают в толщу вещества и затормаживаются в ней, обеспечивая определённое пространственное распределение примеси по глубине проникновения. При имплантации ионов азота или аргона в металлические поверхности может происходить блистеринг. Ионы азота применяются для упрочнения поверхности стальных режущих инструментов. Имплантация этих ионов предотвращает образование трещин на поверхности металла и улучшает коррозионные и антифрикционные свойства стали. Последние свойства важны в медицине при изготовлении протезов и имплантов. В рамках указанных проблем, комплексное исследование механических свойств поверхности, массивных металлических стекол, подвергнутых ионной имплантации, является актуальным направлением прикладных и фундаментальных исследований.

В работе исследовано влияние ионной имплантации ионами азота и аргона на поверхность сплава системы Zr-Cu-Ni-Ti-Ag. Ионная имплантация проводилась универсальным источником широкого ионного пучка «Пион»/ «Пульсар», обеспечивающего ионную обработку как в непрерывном, так и в импульсно-периодическом режимах генерации. Площадь сечения ионного пучка составляет около 100 см². Модификация поверхности проводилась двумя режимами ионно-лучевой обработки ионами газа с энергией 15 кэВ с различными флюенсами $3 \cdot 10^{15}$ и $8 \cdot 10^{16}$ см⁻², частотой повторения импульсов 10 Гц и 200 Гц, средний ток пучка 0,5 мА и 10 мА соответственно. Средняя длительность обработки 117 с и 97 с.

Фрактографические исследования показали наличие на поверхности МС блистеринга, при котором происходит разрушение поверхности. Он определяется целой совокупностью процессов, проходящих в поверхностном слое под облучением: внедрение ионов, образование простых дефектов и т.д. В независимости от режимов на поверхности наблюдается образование некой упорядоченной субзеренной структуры, которая может быть ответственна за получение материалов с новыми свойствами. Описанная модификация поверхности может привести к улучшению ее износостойкости. Проникновение ионов азота в приповерхностный слой облучаемого материала приводит к образованию нитридных фаз металлов, входящих в состав, исследуемых образцов, способствующих увеличению предела текучести, и, как следствие, изменению микротвердости и прочности. При заданных режимах обработки поверхности ионами азота и аргона изменения микротвердости не наблюдали. Предложена методика исследования коррозионных свойств сплава в биологических жидкостях при длительном воздействии среды и средней температуре 310 К.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 19-42-680001р_а).

ФОРМИРОВАНИЕ И РАСПАД АНОМАЛЬНЫХ РАСТВОРОВ МОЛИБДЕНА В МЕДИ

Рябоштан В.А., Зубков А.И., Соболев О.В., Жадько М.А., Кучерский В.Ю.,
Кашуба И.В.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина, mariia.zhadko@gmail.com

Металлические материалы в виде пленок, фольг, покрытий, порошков и т.д., получаемые вакуумно-плазменными технологиями могут иметь широкий спектр структурных состояний, например, аномальные пересыщенные растворы компонентов, не имеющих взаимной растворимости как в твердом, так и в жидком состояниях. Примером таких объектов является бинарная система Cu-Mo [1]. Ранее было показано, что при нагреве, в таких материалах может возникать эффект дисперсионного твердения [2]. Вместе с тем, до настоящего времени исследования в этом направлении не получили дальнейшего развития и закономерности этих процессов практически не изучены. В этой связи, целью данной работы являлось изучение влияния концентрации молибдена на структуру конденсатов меди и закономерности дисперсионного твердения при изотермическом отжиге.

Изучали конденсаты толщиной 20-50 мкм, полученные при фиксированных технологических условиях. Концентрацию молибдена изменяли в диапазоне 0,3-1,5 ат.%. Температура отжига составляла 620°C, время отжига от 15 минут до 3 часов.

Структуру объектов изучали методами просвечивающей электронной микроскопии, предварительно проведя утонение исследуемых образцов, и рентгеновской дифрактометрией по методике, изложенной в работе [1]. Содержание молибдена регистрировали рентгеноспектральным анализом. Электросопротивление фольг измеряли компенсационным способом [2]. Прочностные свойства изучали путем измерения микротвердости. В качестве анализируемой величины использовали относительную микротвердость – $H_{отж}/H_{исх}$, где $H_{отж}$ – микротвердость отожженных образцов; $H_{исх}$ – микротвердость этих же образцов в исходном состоянии. Такая методика позволила исключить влияние возможной неоднородности состава и других плохо контролируемых факторов на изучаемые процессы.

На рис. 1 представлены зависимости периода кристаллической решетки меди и удельного электросопротивления конденсатов от содержания молибдена. Эти результаты свидетельствуют о формировании аномальных растворов молибдена в кристаллической решетке меди, при этом величина зерна медной матрицы снижается с ~ 2,7 мкм для однокомпонентной меди до ~ 100 нм уже при содержании 0,3 ат.%. До концентрации молибдена ~0,3 ат.% структура конденсатов является однофазной. На электронно-микроскопических изображениях, снятых в различных режимах, отсутствуют признаки, свидетельствующие о наличии в объеме матрицы частиц второй фазы. Конденсаты с большим содержанием молибдена являются двухфазными. В объеме медной матрицы, преимущественно на границах зёрен, наблюдается контраст, характерный для высокодисперсных частиц молибдена. Их наличие подтверждается также присутствием на электронограммах дифракционных рефлексов, принадлежащих ОЦК-фазе молибдена.

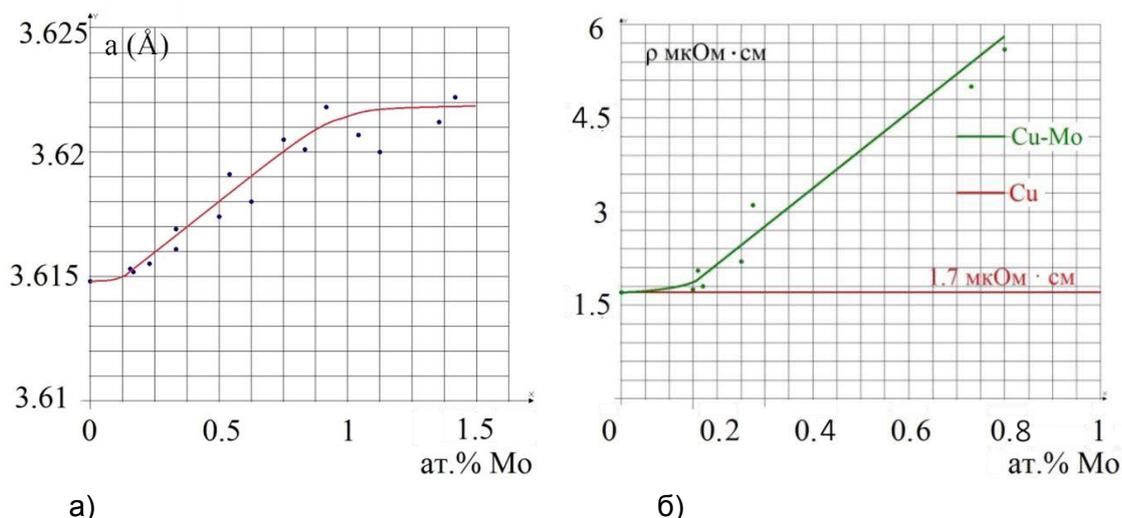


Рисунок 1 – Зависимости периода кристаллической решетки меди(а) и удельного электросопротивления конденсатов (б) от содержания молибдена

На рис 2 представлены зависимости периода кристаллической решетки и удельного электросопротивления конденсатов от времени изотермического отжига. Эти результаты указывают на то, что при отжиге этих объектов, при времени отжига до 30 минут, происходит снижение величин «а» и «ρ», что однозначно свидетельствует о распаде пересыщенных аномальных растворов молибдена в меди.

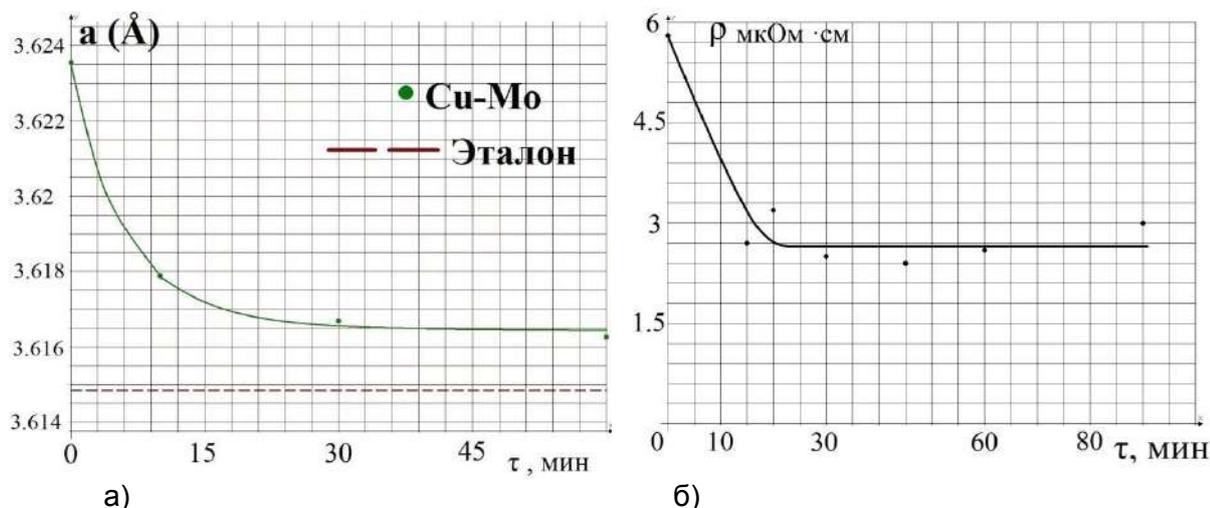


Рисунок 2 – Зависимости периода кристаллической решетки (а) и удельного электросопротивления (б) конденсатов от времени изотермического отжига

При этих же условиях наблюдается первый пик дисперсионного твердения для конденсатов с содержанием молибдена 0,7 ат.% и 1,5 ат.% (рис. 3). Высота пика увеличивается с ростом концентрации молибдена, что соответствует экспериментальным результатам, полученным на стареющих сплавах металлургического происхождения. При дальнейшем увеличении времени отжига, зависимости периода кристаллической решетки и удельного электросопротивления выходят на насыщение. В этом же временном интервале происходит появление второго, более высокого, пика дисперсионного твердения в области двух часов отжига.

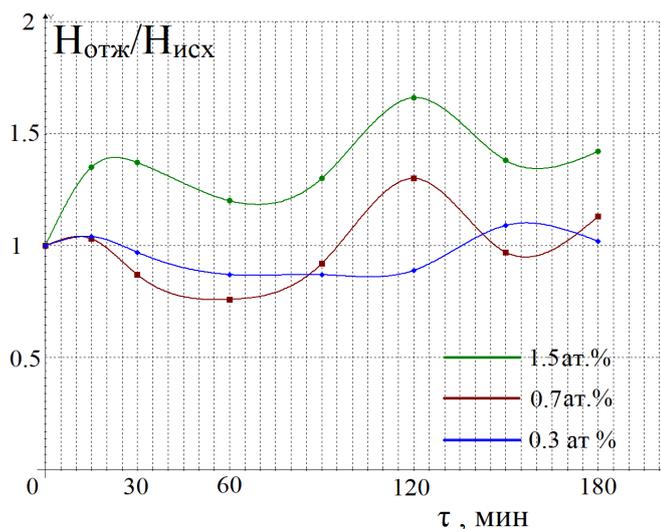


Рисунок 3 – Зависимость относительной микротвердости от времени изотермического отжига

Приведенные экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что второй пик дисперсионного твердения связан с процессами, протекающими во второй фазе или зернограницных сегрегациях, которые могут быть весьма разнообразны, а также протекать одновременно и оказывать различное влияние на свойства наноструктурных конденсатов. Важным является факт сохранения исходной размерности зеренной структуры всех образцов в изучаемом диапазоне времен отжига. Следует отметить, что распад пересыщенного аномального раствора молибдена в меди является необратимым – растворения частиц молибдена в медной матрице не происходит вплоть до температуры плавления меди. Это обстоятельство кардинально отличает эти объекты от обычных стареющих сплавов, которые теряют свои исходные высокие прочностные свойства из-за обратного растворения упрочняющих частиц, которое происходит по причине увеличения границы растворимости при росте температуры. После необратимого распада аномальных растворов, структура конденсатов Cu-Mo является типично композиционной.

Таким образом, сверхбыстрая кристаллизация в вакууме смесей паров нерастворимых металлов позволят создавать принципиально новый класс высокодисперсных гетерогенных материалов в виде пленок, фольг и покрытий, сочетающих известные достоинства дисперсионно-твердеющих сплавов и дисперсионно-упрочненных композитов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ильинский А.И., Фукс М.Я., Аринкин А.В., Зубков А.И., Базаров Ю.Л. Структура быстро закалённых пленок сплавов медь-молибден. Физика металлов и металловедение. - 1985. - Т. 60, Вып.5. - С. 58-64.
2. Зубков А.И., Ильинский А.И., Подгорная О.А., Севрук В.И., Сокол-Прусский Я.Г. О возможности старения быстрозакаленных сплавов Cu-Mo. Физика металлов и металловедение. - 1990. - № 10. - С. 197-199.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОСАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ВЕЛИЧИНУ КОЭФФИЦИЕНТА ХОЛЛА-ПЕТЧА КОНДЕНСАТОВ Cu-Mo

Рябоштан В.А., Зубков А.И., Соболев О.В., Жадько М.А., Губанова А.В.
Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина, *mariia.zhadko@gmail.com*

Различные свойства металлов, например такие, как величина зернограницного упрочнения, склонность к интеркристаллитному хрупкому разрушению, температура рекристаллизации, определяются химическим составом и состоянием зернограницных сегрегаций. Они могут быть в виде частиц различной степени дисперсности и когерентности с матричным металлом или в виде адсорбционных слоев, представляющих собой разнообразные 2D-структуры [1].

Ранее проведенные исследования показали, что зернограницные сегрегации молибдена или тантала в медной матрице способствуют снижению величины зерна конденсатов меди, повышают прочностные свойства и температуру рекристаллизации [2, 3]. Вместе с тем, их фазово-структурные состояния являются недостаточно изученными. В этой связи целью данной работы являлось изучение строения зернограницных сегрегаций атомов молибдена в конденсатах меди, полученных при различных температурах осаждения.

Известно, что снижение температуры конденсации повышает интенсивность адсорбционных процессов и способствует формированию зернограницных сегрегаций в виде 2D-структур [4], а повышение температуры – усиливает процессы формирования зернограницных сегрегаций в виде частиц второй фазы.

В данной работе были изучены структура и прочностные свойства вакуумных конденсатов толщиной 20-50 мкм, полученных при температурах подложки в диапазоне 100-450°C. Во всех изучаемых образцах атомы молибдена сосредоточены в границах зерен конденсатов. Об этом свидетельствуют результаты измерений локального элементного состава границ зерен и внутризеренного объема (метод EDS), и периода ГЦК кристаллической решетки медной матрицы.

На рис. 1 представлены типичные зависимости Холла-Петча в координатах ($\sigma_0 - f(L^{-1/2})$), на которых наблюдается тенденция к уменьшению их наклона с повышением температуры осаждения.

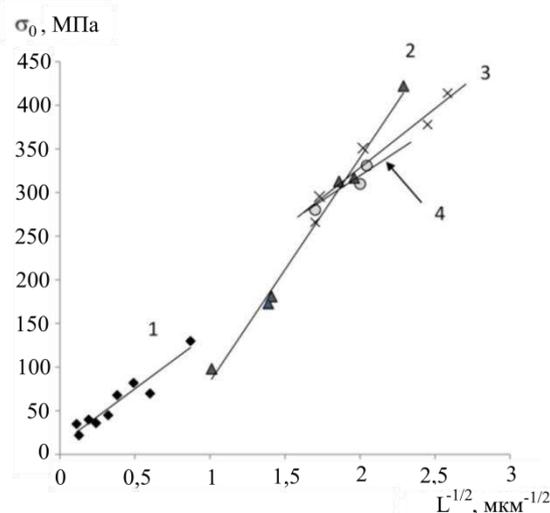


Рисунок 1 – Влияние молибдена и температуры конденсации на зависимость Холла-Петча для вакуумных конденсатов меди: 1 – однокомпонентная медь; 2 – Cu-Mo, температура конденсации t_1 ; 3 – Cu-Mo; температура конденсации t_2 ; 4 – Cu-Mo, температура конденсации t_3 ($t_1 < t_2 < t_3$)

Зависимость коэффициента Холла-Петча (k) от температуры конденсации, вычисленная из этих экспериментальных данных, представлена на рис. 2, из которого следует, что повышение температуры подложки приводит к снижению величины k до значений, характерных для однокомпонентной меди.

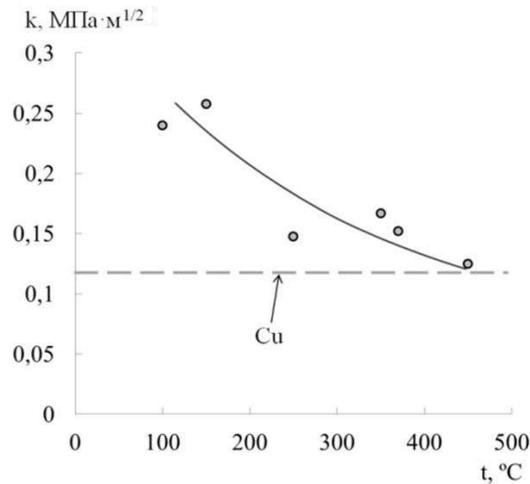


Рисунок 2 – Влияние температуры конденсации на величину коэффициента Холла-Петча

Для объяснения экспериментальных зависимостей были проведены электронно-микроскопические исследования, результаты которых представлены на рис. 3, 4. На электронограммах, светло- и темнопольных изображениях образцов, полученных при низкой температуре осаждения (рис. 3), отсутствуют признаки, указывающие на формирование при этих условиях частиц второй фазы. Оценки, проведенные по методике, изложенной в работе [5] показывают, что эти зернограничные сегрегации имеют моноатомное строение.

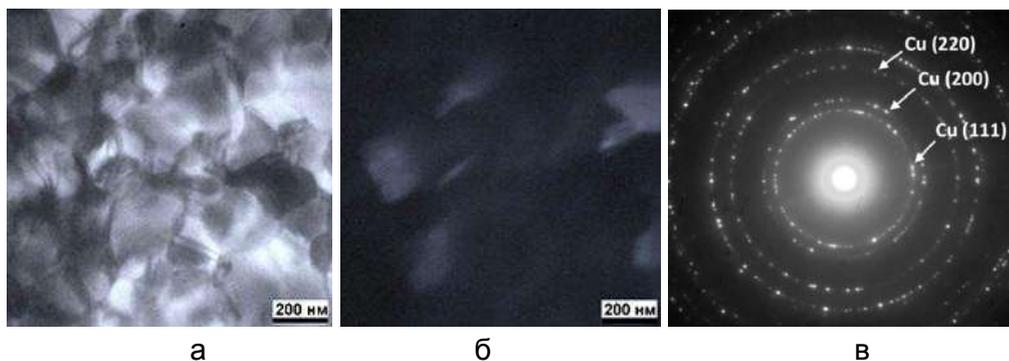


Рисунок 3 – Электронно-микроскопические изображения структуры конденсата Cu – 0,25 ат. % Mo, полученного при температуре 150°C (а – светлопольное изображение, б – темнопольное изображение, в – электронограмма)

Электронно-микроскопические исследования образцов, полученных при температуре 450°C (рис. 4), указывает на присутствие частиц второй фазы, которые в основном находятся в границах зерен. Их размер находится в диапазоне 10-35 нм.

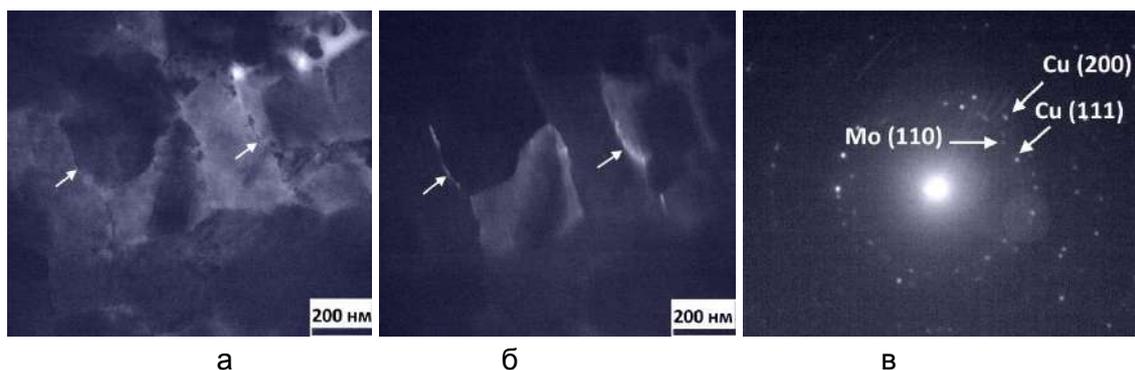


Рисунок 4 – Электронно-микроскопические изображения структуры конденсата Cu – 0,3 ат. % Mo, полученного при температуре 450°C (а – светлопольное изображение, б – темнопольное изображение, в – электронограмма)

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что при одинаковой концентрации молибдена зернограницные сегрегации, формирующиеся в виде моноатомных адсорбционных слоев, эффективнее повышают величину коэффициента Холла-Петча, чем частицы молибдена, находящиеся в границах зерен.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Люксютов И.Ф., Наумовец А.Г., Покровский В.Л. Двумерные кристаллы. Киев: Наукова думка, 1988. 218 с.
2. Zubkov A.I., Zubarev E.N., Sobol O.V., Hlushchenko M.A., Lutsenko E.V. Structure of vacuum Cu-Ta condensates. *Physics of Metals and Metallography*. 2017. Vol. 118, No. 2. P. 158-163.
3. Зубков А.И., Соболев О.В., Жадько М.А., Зозуля Э.В., Бармин А.Е. Прочность нано- и субмикроструктурных конденсатов Cu-Mo. Перспективные материалы и технологии: матер. Междунар. симп. Брест: УО «ВГТУ», 2019. С. 373–375.
4. ЗенгуилЭ. Физикаповерхности. М.: Мир, 1990. 536 с.
5. Zhadko M., Sobol O., Zelenskaya G., Zubkov A. Methods for Calculating the Grain Boundary Adsorption Capacity of Nanostructured Copper Based Condensates. *Advances in Design, Simulation and Manufacturing: proceedings of the International conference on design, simulation, manufacturing: the innovation exchange, DSMIE-2018*. Sumy, 2018. P. 199-206.

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТОВ БОР-ФУЛЛЕРЕН C₆₀

Баграмов Р.Х.

*Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН, Москва, Троицк,
Россия*

bagramov@hppi.troitsk.ru

Введение

В настоящее время новые наноуглеродные материалы (фуллерены, нанотрубки, наноалмазы, графены и другие) все более широко применяются для создания перспективных композиционных материалов [1]. Методы высоких давлений и температур успешно используются для получения новых состояний и модификаций наноуглеродов, и в частности из фуллеренов C₆₀ и C₇₀ [2]. Карбид бора B₄C в настоящее время широко используется как в виде монокерамики, так и совместно с другими соединениями. По твердости он уступает только алмазу и кубическому нитриду бора, имеет высокие упругие модули, сопротивление износу, повышенную химическую и температурную устойчивость. Разработка новых материалов в системе бор-углерод имеет большой потенциал практического использования.

Методика

В качестве исходных были использованы: аморфный бор (ТУ 6-02-1333-80), сферические частицы которого имели размером до 2 мкм, и фуллерит C₆₀ (99.98%) производства компании "Фуллерен Центр" (Нижний Новгород, Россия).

Для термобарической обработки использовали оснастку высокого давления «тороид» [3], получившую название по форме профилированных пуансонов (наковален), которые сдавливают такой же профилированный контейнер, который в результате деформации передает давление в рабочую зону, имеющую форму цилиндра. В рабочей зоне помещался трубчатый графитовый нагреватель, внутри которого в защитной оболочке из тугоплавкой фольги был расположен образец. Нагрев осуществлялся прямым пропусканием тока через нагреватель. Температура контролировалась термомпарами. Калибровка давления проводилась по скачкам электросопротивления, которые сопровождают фазовые переходы в реперных веществах [4] без температуры.

Структурные исследования проводили методами рентгеновской дифрактометрии (дифрактометр ARL X'TRA, CuK-излучение) и сканирующей электронной микроскопии (микроскоп JSM-7). Для измерения упругих модулей использовался ультразвуковой метод, реализованный на приборе УДЛ-2М (компания «ОК ВИНФИН», Россия) и широкополосном акустическом микроскопе WFAM (ИБХФ им. Н.М. Эммануэля РАН, Россия). Обе методики позволяют возбуждать ультразвуковые волны и измерять их скорости локально с поверхности [5].

Перед термобарической обработкой исходные вещества тщательно смешивались в атомном соотношении B/C=1/2 в яшмовой ступке с использованием этилового спирта. Смесь высушивалась на воздухе при температуре 100^oC в течение 2 часов.

Результаты и обсуждение

Термобарическая обработка проводилась давлением 7.7 ГПа в диапазоне температур от 600 до 1800^oC. Дифрактограммы полученных образцов представлены на рисунке 1. Видно, что разрушение кристаллической структуры фуллерена заканчивается при ~800^oC, при этом образуется аморфное вещество, имеющее

широкий пик примерно соответствующий 002 графита, при этом других пиков нет. С дальнейшим увеличением температуры это вещество начинает упорядочиваться, появляются другие пики, и они немного сужаются. При $\sim 1400^\circ\text{C}$ появляются пики карбида бора B_4C и алмаза. С дальнейшим увеличением температуры пики B_4C и алмаза становятся больше, а пики аморфной фазы углерода исчезают. При 1800°C дифрактограмма демонстрирует наличие карбида бора, алмаза и незначительного количества графита.

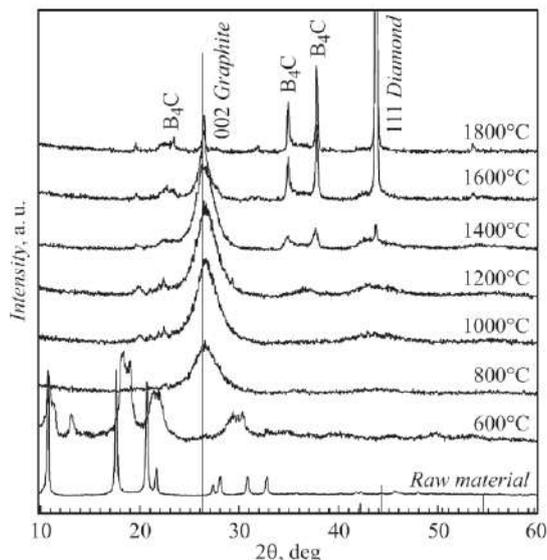


Рисунок 1 - Дифрактограммы образцов, полученных из смеси (B+2C) при 7.7 ГПа и различных температурах. Штрих-диаграмма соответствует графиту (PDF 41-1487)

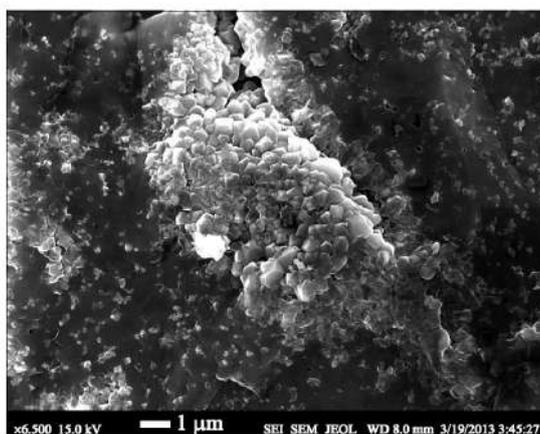


Рисунок 2 - Электронно-микроскопическое изображение поверхности скола образца, полученного из смеси B+2C при 7.7 ГПа/1800°C

При давлении 7.7 ГПа и начиная с $\sim 800^\circ\text{C}$ фуллерит C_{60} в системе (B+2C₆₀) превращается в разупорядоченный углерод, который имеет среднее межплоскостное расстояние несколько меньшее, чем у графита. При $\sim 1400^\circ\text{C}$ на дифрактограммах появляется самый сильный пик 111 алмаза. Содержание алмаза растет с увеличением температуры синтеза. В результате взаимодействия бора и углерода при 1200°C появляется гало в области углов $= 35-37^\circ$. При более высоких температурах $\sim 1400^\circ\text{C}$ в этой области появляются пики карбида бора B_4C . При температуре 1800°C материал состоит из матрицы B_4C со встроенными в нее алмазами с размером частиц менее 1 мкм, часть из которых находится в виде друз. В то же время образцы содержат

небольшое количество относительно упорядоченного графитоподобного углерода. Фотография такого материала представлена на рисунке 2.

Таблица 1 - Плотность ρ , скорости звука V_L и V_T , объемный модуль B , модуль Юнга E , модуль сдвига G , коэффициент Пуассона σ образцов, полученных из смеси В+2С при 7.7ГПа и различных температурах синтеза

Температура синтеза, °С	ρ (± 0.03), г/см ³	V_L (± 0.06), км/с	V_T (± 0.03), км/с	B (± 1), ГПа	E (± 1), ГПа	G (± 0.4), ГПа	σ (± 0.004)
600	материал скомпактировать не удалось						
800	материал скомпактировать не удалось						
1000	2.19	6.10	3.5	45.8	67.5	26.9	0.254
1200	2.32	6.23	3.4	54.2	69.0	26.8	0.288
1400	2.36	6.40	3.5	58.2	74.6	29.0	0.286
1600	2.85	6.54	4.0	61.1	109.5	45.6	0.201
1800	3.12	8.20	4.6	121.9	167.9	66.1	0.270

В таблице 1 суммированы измерения упругих характеристик образцов. Видно, что если температура обработки не превышает 800-900°С, то компакты не могут быть получены. По-видимому, выше этого температурного барьера начинается химическое взаимодействие бора и углерода, который является производным исходного фуллерена. Увеличение температуры выше 1000°С монотонно повышает упругие модули, и при 1800°С модуль Юнга E имеет значение 167,9 ГПа а объемный модуль B 121.9 ГПа. Механические свойства достаточно высоки для того, чтобы использовать материал практически, например, в качестве режущего.

ЛИТЕРАТУРА

1. Carbon Alloys. Novel concept to development carbon science and technology / Ed. by E. Yasuda, M. Inagaki, K. Kaneko, M. Endo, A. Oya, Y. Tanabe. Elsevier Science, 2003. 584 p.
2. Blank V.D., Buga S.G., Serebryanaya N.R., et.al. // Carbon. 36, 665-670, (1998).
3. Khvostantsev L.G., Slesarev V.N., Brazhkin V.V. // High Pressure Research. 24, 371-383, (2004).
4. Decker D.L., Bassett W.A., Merrill L., Hall H.T., Barnett J.D. // J. Phys. Chem. Ref. Data. 1, 1-79, (1972).
5. Prokhorov V.M., Bagramov R.H., Blank V.D., Pivovarov G.I. // Ultrasonics. 48. 578-582, (2008).

ДИНАМИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Варюхин В.Н., Малашенко В.В.

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

Донецкий национальный университет, Донецк

E-mail: malashenko@donfti.ru

Высокоэнергетическое воздействие на функциональные материалы реализуется в ходе таких процессов, как высокоскоростная обработка материалов, эксперименты по пробиванию оболочек, динамическое канально-угловое прессование, ударно-волновое воздействие, в частности, создаваемое коротковолновым лазерным излучением огромной мощности и высокоэнергетическими корпускулярными потоками, использование взрыва для обработки и сварки металлов [1-4]. В ходе высокоскоростного деформирования скорость пластической деформации достигает значений $10^3 - 10^8 \text{ s}^{-1}$, а изменение механических свойств кристаллов определяется, главным образом, движением дислокаций и их взаимодействием с элементарными возбуждениями кристалла и потенциальными барьерами, создаваемыми различными дефектами структуры. При этом дислокации движутся со скоростями $v \geq 10^{-2} c$, где c – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, и преодолевают эти барьеры без помощи тепловых флуктуаций. Это так называемая динамическая область скоростей. Развита нами теория динамического взаимодействия структурных дефектов позволяет в рамках единого подхода решить широкий круг задач дислокационной динамики, объясняет ряд наблюдающихся закономерностей и предсказывает существование новых динамических эффектов, тем самым стимулируя целенаправленную постановку новых экспериментов [5-8]. Эта теория основана на модифицированной нами струнной модели Гранато-Люкке, в рамках которой дислокация рассматривается как струна с эффективным линейным натяжением и эффективной массой полевого происхождения. Механизм диссипации при динамическом взаимодействии со структурными дефектами заключается в необратимом переходе кинетической энергии дислокации в энергию ее изгибных колебаний в плоскости скольжения. Этот механизм весьма чувствителен к виду спектра дислокационных колебаний. При высокоскоростной деформации плотность дислокаций достигает весьма больших значений, а взаимодействие дислокаций между собой приводит к перестройке дислокационного спектра, что в свою очередь облегчает преодоление дислокациями различных точечных дефектов (примесей, междоузельных атомов, вакансий).

Основываясь на подходе, используемом в развитой нами теории динамического взаимодействия структурных дефектов [5-8], мы можем записать выражение для силы динамического торможения движущейся краевой дислокации структурными дефектами в следующем виде

$$F_d = \frac{nb^2}{8\pi^2 m} \int d^3 q |q_x| \cdot |\sigma_{xy}^d(\vec{q})|^2 \delta(q_x^2 v^2 - \omega^2(q_z)) \quad (1)$$

где $\omega(q_z)$ – спектр дислокационных колебаний, n – объемная концентрация дефектов, m – масса единицы длины дислокации, b – модуль вектора Бюргерса, $\sigma_{xy}^d(\vec{q})$ – Фурье-образ соответствующей компоненты тензора напряжений, создаваемых дефектом. Величина этой силы определяет динамический предел текучести и другие макроскопические характеристики кристалла.

Поскольку исследуемый механизм диссипации реализуется благодаря возбуждению колебаний дислокации, он оказывается весьма чувствительным к виду дислокационного колебательного спектра, в частности, его эффективность зависит от

наличия щели в этом спектре. Наличие спектральной щели означает, что дислокация совершает колебания, находясь в параболической потенциальной яме. Задачи о колебаниях дислокации в потенциальной яме рассматривались и другими авторами, в частности, задача о дислокационных колебаниях в рельефе Пайерлса. Однако в рамках развитой нами теории решаются задачи о движении дислокации, совершающей колебания в потенциальной яме, перемещающейся по кристаллу вместе с ней. Такая яма может быть создана в результате коллективного взаимодействия точечных дефектов с движущейся дислокацией, коллективного взаимодействия дислокаций движущегося ансамбля с каждой отдельной дислокацией, магнитоупругого взаимодействия дислокации с магнитной подсистемой кристалла, действия сил изображения на дислокацию, скользящую в приповерхностном слое. В перечисленных выше случаях спектр дислокационных колебаний имеет вид

$$\omega^2(q_z) = c^2 q_z^2 + \Delta^2, \quad (2)$$

где c – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, Δ – спектральная щель, которая может быть описана приближенным выражением

$$\Delta = \frac{c}{L}, \quad (3)$$

где L – характерный масштаб взаимодействия, вносящего главный вклад в формирование щели. Именно величина этой щели определяет глубину параболической потенциальной ямы, в которой колеблется скользящая дислокация.

При ударно-волновом воздействии на кристалл, в частности, при использовании мощных лазерных импульсов, при деформации твердых тел методом динамического канально-углового прессования плотность подвижных дислокаций возрастает до значений $\rho = 10^{14} - 10^{15} \text{ м}^{-2}$. При этом главный вклад в формирование щели в колебательном спектре вносит коллективное взаимодействие дислокаций ансамбля с каждой дислокацией, а сама щель определяется выражением

$$\Delta_{dis} = c\sqrt{\rho} = c/l_{dis}, \quad (4)$$

где l_{dis} – среднее расстояние между дислокациями. Выражение для вклада упругих точечных дефектов в величину динамического предела текучести в этом случае имеет вид

$$\tau_d = G \frac{n_d \dot{\epsilon}}{\rho^2}, \quad (5)$$

где G – коэффициент, зависящий от упругих модулей кристалла, n_d – безразмерная концентрация точечных дефектов, $\dot{\epsilon}$ – скорость пластической деформации.

Весьма важным как с научной, так и с практической точки зрения является исследование высокоскоростной деформации состаренных сплавов, в том числе алюминиевых, которые являются важными конструкционными материалами для авиации и космонавтики. При старении алюминий-медного сплава в нем образуются зоны Гинье-Престона – дискообразные дефекты толщиной от одного до нескольких атомных слоев и радиусом от нескольких нанометров до десятков нанометров. Препятствуя движению дислокаций, они способствуют повышению прочности сплава. Нами было показано, что возрастание плотности подвижных дислокаций при высокоскоростном деформировании состаренных металлов приводит к возникновению эффекта сухого трения при их динамическом взаимодействии с зонами Гинье-Престона, в результате чего возрастает динамический предел текучести сплава. Эффект сухого трения должен наблюдаться при скоростях

$$v < v_G = c\sqrt{\rho b^2 (1 + \sqrt{n_d/n_1})}; \quad n_1 = \left(\frac{\rho b^2}{\chi}\right)^2 \quad (6)$$

где R – средний радиус зоны Гинье-Престона, ρ – плотность подвижных дислокаций. Вклад торможения дислокаций зонами Гинье-Престона в величину динамического предела текучести состаренного сплава может быть описан выражением

$$\tau_G = \beta \frac{n_G R}{\sqrt{\rho}}, \quad (7)$$

где n_G – объемная концентрация зон Гинье-Престона, β – коэффициент, зависящий от упругих модулей кристалла. Оценки показывают, что вклад данного механизма диссипации в увеличение динамического предела текучести может составлять десятки процентов.

Зависимость динамического предела текучести бинарных сплавов от концентрации второго компонента имеет вид

$$\tau = \frac{\eta}{\sqrt{(1 + \sqrt{n_d/n_1})}} + \frac{\gamma n_d}{(1 + \sqrt{n_d/n_1})} + \lambda \quad (8)$$

Здесь введены обозначения

$$\eta = \frac{n_G \mu b_0 R}{\sqrt{\rho}}; \quad \gamma = \frac{\mu \chi^2 \dot{\epsilon}}{\rho^2 b^3 c}; \quad \lambda = \frac{B \dot{\epsilon}}{\rho b c} \quad (9)$$

где $\dot{\epsilon}$ - скорость пластической деформации.

Динамический предел текучести является немонотонной функцией концентрации атомов второго компонента и имеет максимум при $n_d = n_1$ и минимум при $n_d = n_2$.

$$n_1 = \left(\frac{\rho b^2}{\chi} \right)^2 \quad n_2 = \sqrt[3]{\left(\frac{n_G b^3 R \rho c}{\dot{\epsilon} \chi^{3/2}} \right)^4} \quad (10)$$

Максимум соответствует переходу от доминирующего влияния коллективного взаимодействия дислокаций на формирование спектральной щели к доминированию влияния коллективного взаимодействия атомов второго компонента. Минимум полученной кривой соответствует переходу от доминирования торможения дислокации зонами Гинье-Престона к доминированию торможения атомами второго компонента.

Оценки показывают, что данный механизм диссипации может оказывать существенное влияние на высокоскоростную деформацию сплава, в частности, динамический предел текучести может возрастать на десятки процентов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Razorenov S.V. Matter and Radiation at Extremes.- 2018.- Vol. 3, № 4. -P. 145-158.
2. Mayer P. N., Mayer A. E. J. Appl. Phys. 120, 075901 (2016).
3. 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)
4. 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.
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 твердого тела. –2019.–Т. 61, № 10. – С. 1845–1848.
8. Малашенко В.В. Письма в ЖТФ. – 2019. – Т. 45, № 12. – С. 6–8.

**ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ В
ЦИЛИНДРЕ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ОТ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ
ПОВЕРХНОСТИ И РАЗМЕРОВ ТЕЛА.**

Кухарева А.С., Козьминская О.В.
ПГУПС, Санкт-Петербург, Россия,
kukhareva@pgups.ru

Мартенситные фазовые превращения, лежащие в основе функционального поведения материалов с памятью формы, являются термоупругими, обладают скрытой теплотой, на него влияют как температуры, так и напряжения, возникающие в теле. От температуры сильно зависят модули упругости, предел текучести, внутреннее трение и другие механические и физические свойства, а деформация, вызванная температурой, во много раз больше, чем деформация за счет теплового расширения. Изменение температуры и напряжений может привести к изменению фазового состава, что в свою очередь влечет за собой изменение температуры и напряжений. Получается, что деформации, напряжения, температуры и объемная доля мартенситной фазы в теле взаимосвязаны и в каждый момент времени определяются не только краевыми условиями, но и всей историей их изменения. Поэтому для получения более адекватных результатов решение задачи о нахождении напряжений и деформаций следует проводить совместно с решением уравнения теплопроводности. Систему уравнений должны замыкать определяющие уравнения, позволяющие рассчитать изменения неупругой деформации, мощности источников тепла и внутренних параметров. Таким образом, получается довольно сложная система уравнений: определяющие соотношения, уравнения равновесия и теплопроводности с соответствующими граничными и начальными условиями.

В данной работе решена полностью связанная термомеханическая задача для бесконечного цилиндра из сплава с памятью формы (СПФ), подверженного действию растягивающей силы F_z и охлаждению с поверхности. В начальный момент времени температура тела совпадает с температурой окружающей среды. Далее при решении уравнения теплопроводности задается температура боковой поверхности цилиндра. Для описания функциональных свойств СПФ применяется микроструктурная модель [1, 2], которая учитывает строение материала и основные физические закономерности развития фазовой деформации. При решении используются цилиндрические координаты r, θ, z , где ось z направлена вдоль оси цилиндра. Компоненты тензоров деформации и напряжений зависят только от координаты r . В этом случае компоненты вектора перемещений имеют вид: $u_r = u_r(r)$, $u_\theta = 0$, $u_z = \text{const} \cdot z$. Только диагональные компоненты тензора напряжений будут отличны от нуля: $\varepsilon_r = du_r/dr$, $\varepsilon_\theta = u_r/r$, $\varepsilon_z = \text{const}$.

Система уравнений механики и теплопроводности имеет вид:

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{1}{r}(\sigma_r - \sigma_\theta) = 0, \quad \sigma_r|_{r=b} = 0, \quad 2\pi \int_0^b \sigma_z dr = F_z, \quad \varepsilon_z = \text{const},$$

$$\varepsilon = \varepsilon^e + e, \quad e = e^{Te} + e^\Phi,$$

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \nabla^2 T + W, \quad W = \rho q_0 \dot{\Phi}_M,$$

$$T|_{r=b} = T_{\text{amb}}, \quad T|_{t=0} = T_0(r),$$

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon} &= F_1(T, \dot{T}, \sigma, \dot{\sigma}, X), \\ \dot{X} &= F_2(T, \dot{T}, \sigma, \dot{\sigma}, X), \\ X &= (\Phi_1(1), \dots, \Phi_N(1), \dots, \Phi_1(N_{Gr}), \dots, \Phi_N(N_{Gr})), \\ \Phi_M &= \frac{1}{N_{Gr}} \sum_{\omega=1}^{N_{Gr}} \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \Phi_i(\omega), \end{aligned}$$

где ε – тензор деформации, ε^e – упругая деформация, e^{Te} – деформация теплового расширения-сжатия, e^Φ – фазовая деформация, $\sigma_r, \sigma_\theta, \sigma_z$ – нормальные радиальное, угловое и осевое напряжения, b – радиус цилиндра, Φ_M – объемная доля мартенсита в представительном объеме, q_0 – удельная скрытая теплота превращения, X – внутренние параметры, N – количество вариантов мартенсита, N_{Gr} – количество зерен, $\Phi_i(\omega)$ – количество мартенсита i -го варианта в зерне ω , T – температура, ρ – плотность, c – удельная теплоемкость, λ – коэффициент теплопроводности, W – удельная мощность источников тепла внутри тела, H – коэффициент теплообмена, T_{amb} – температура окружающей среды, F_1, F_2 – функции, определенные микроструктурной моделью [1,2], точкой обозначена производная по времени.

Полученная дважды связанная задача решалась численно с использованием итерационной процедуры с переменным итерационным параметром. В расчетах в качестве модельного материала рассматривали никелид титана с температурами превращения: $A_f = 365$ К, $A_s = 350$ К, $M_s = 315$ К, $M_f = 300$ К, модулем Юнга $E=78$ ГПа; коэффициентом Пуассона $\nu=0.33$; коэффициентом теплопроводности $\lambda=10$ Вт·(м·К)⁻¹; удельной теплоемкостью $c=4.7 \cdot 10^2$ Дж·кг⁻¹·К⁻¹; плотностью $\rho=6.5 \cdot 10^3$ кг·м⁻³; удельной теплотой превращения $q_0=-150$ МДж·м⁻³; коэффициентами теплового расширения аустенита и мартенсита $\alpha_A=14 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹, $\alpha_M=6 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹.

Моделировали охлаждение через интервал прямого мартенситного превращения от 350 К до 290 К под постоянной силой, соответствующей начальному напряжению 100 МПа, и выдержку при 290 К до выравнивания температуры по радиусу. При охлаждении задавали изменение температуры поверхности цилиндра с различными скоростями (0,01 К/с, 1 К/с, 10 К/с, 100 К/с). Для исследования влияния размеров тела на величину накопленной за счет пластичности превращения деформации рассматривали цилиндры с радиусами 5, 10 и 50 мм.

Проведенные расчеты показали, даже при малой скорости охлаждения или при малом радиусе цилиндра наблюдается неоднородное распределение температур по радиусу. Например, при скорости изменения температуры поверхности – 1 К/с в цилиндре радиусом 5 мм максимальная разница между температурой внутри и на поверхности тела составила 6 К, а для цилиндра радиусом 50 мм эта разница достигла 60 К. Чем больше радиус цилиндра, тем больше времени нужно для выравнивания температуры по толщине цилиндра. Неоднородность температур вызывает неоднородность полей напряжений и фазового состава (рис. 1), что в свою очередь приводит к уменьшению накопленной в процессе охлаждения деформации ε_z при увеличении скорости охлаждения (рис. 2, а). Аналогично, при увеличении радиуса цилиндра величина накопленной в процессе пластичности превращения уменьшается (рис. 2, б).

В предыдущей работе [3] похожие результаты были получены для пластины из сплава с памятью формы, но при решении уравнения теплопроводности использовалось условие Ньютона теплообмена со средой.

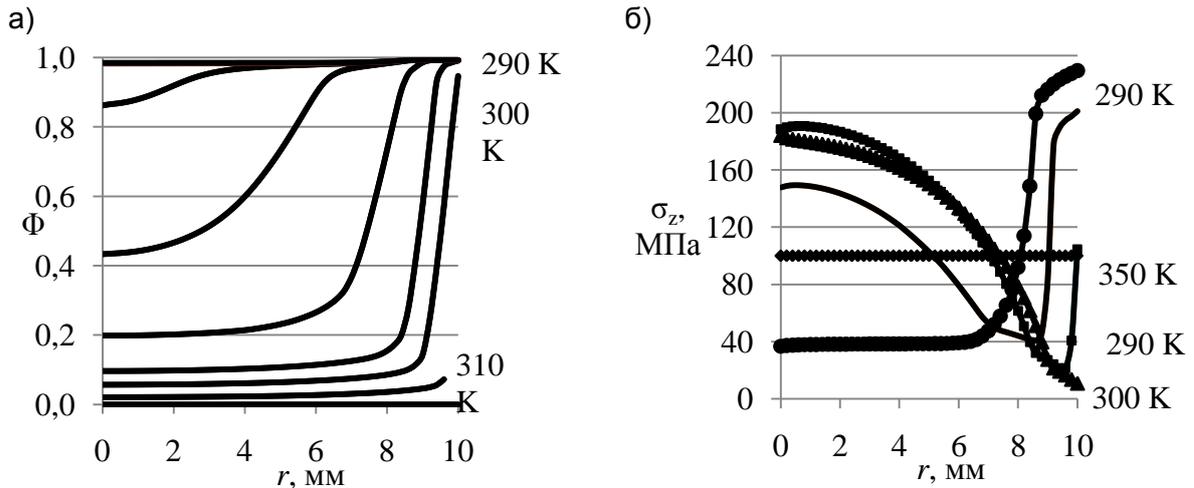


Рисунок 1 - Радиальное распределение объемной доли мартенсита (а) и нормального напряжения σ_z (б), для цилиндра радиусом 10 мм при скорости изменения температуры поверхности - 10 К с⁻¹. Числа справа показывают температуру поверхности

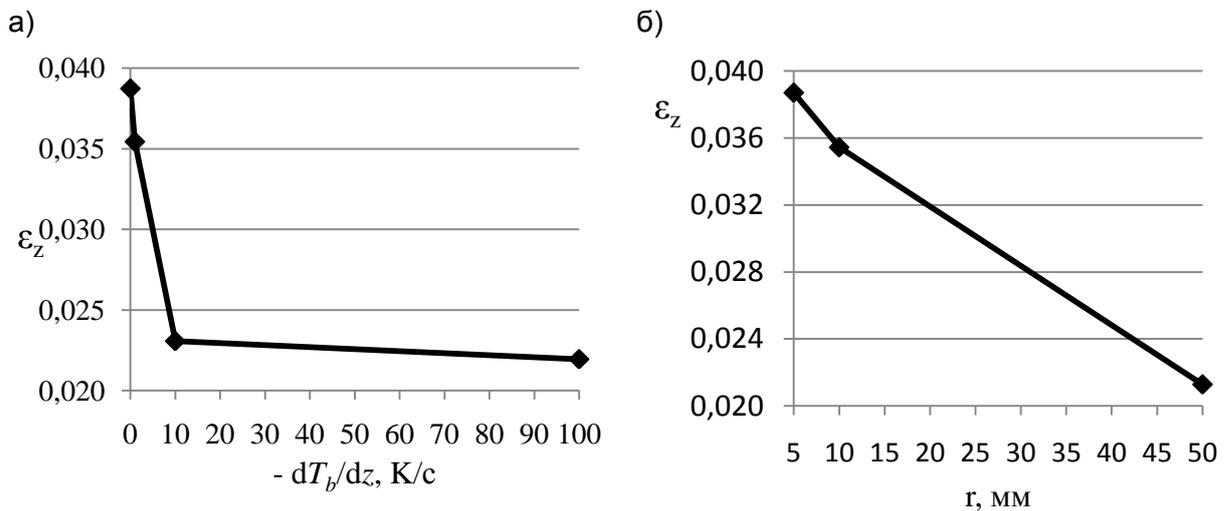


Рисунок 2 (а) - зависимость накопленной в процессе пластичности превращения деформации ϵ_z от скорости изменения температуры поверхности для цилиндра радиусом 10 мм., (б) - зависимость накопленной в процессе пластичности превращения деформации ϵ_z от радиуса цилиндра (скорость изменения температуры поверхности -10 К/с)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Волков А.Е. Микроструктурное моделирование деформации сплавов при повторяющихся мартенситных превращениях // Изв. Академии Наук. Сер. Физическая. 2002. - Т.66, № 9. - С. 1290 – 1297.
2. Belyaev F., Evard M., Volkov A., Volkova N. A microstructural model of SMA with microplastic deformation and defects accumulation: Application to thermocyclic loading. Materials Today: Proceedings 2S (2015). - S583 – S587.
3. Кухарева А.С. Решение краевых задач для цилиндра и пластины из сплава с памятью формы. Materials Physics and Mechanics №31 (2017), с. 23-27.

КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА И ПАРААРАМИДНЫХ ТКАНЕЙ

Девойно О. Г.¹, Пилипчук А. П.²

¹ Белорусский национальный технический университет,

² Военная академия Республики Беларусь
Минск, Беларусь

Современные технологии позволяют решить задачу оптимизации конструкции путем создания материала для работы в определенных режимах внешних воздействий. Важным технологическим направлением является разработка способов формирования материалов, отдельные области которых выполняют конкретные функции (ФГМ – функционально-градиентных материалов) и материалов с высоким уровнем удельной прочности. Основная задача таких материалов - повысить общие эксплуатационные параметры изделия за счет местного увеличения свойств отдельных элементов (поверхностей) в зависимости от зональных особенностей эксплуатации и снижения материалоемкости конструкции [1, 2]. Перспективным материалом является сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ, UHMWPE - Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene). Отличительной особенностью СВМПЭ являются длинные линейные параллельно ориентированные цепочки полиэтилена (рис. 1) со сверхвысокой массой молекул (≈ 6 млн.) [3] и относительно слабыми связями между (10-20 кДж/моль) по сравнению, например, с параарамидными тканями Kevlar™, Twaron™, которые имеют короткие молекулы и сильные связи между ними. Эта особенность способствует более эффективной передаче и распределению нагрузки на материал, что обеспечивает высокую жесткость и ударопрочность СВМПЭ. В целом СВМПЭ можно определить, как конструкционный полимерный материал с уникальными физико-механическими свойствами для разнообразных областей применения, в том числе в экстремальных условиях, например в системах индивидуальной бронезащиты (рис. 2).

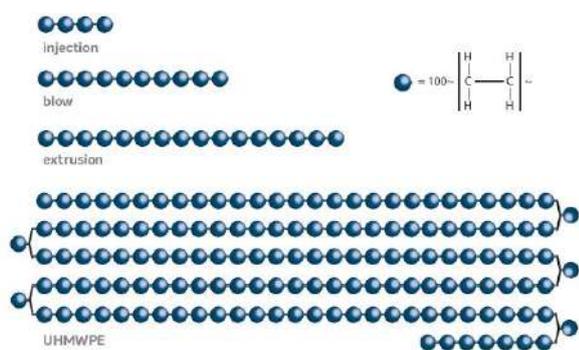


Рисунок 1 - Длина молекулярной цепи различных полиэтиленов



Рисунок 2 - Типичные подсистемы и группы материалов, используемые в системе бронезилетов [4]

Широкому применению СВМПЭ препятствует трудность его переработки вследствие высокой вязкости расплава. В настоящее время прессование является основным методом переработки СВМПЭ – примерно 60% всей выпускаемой продукции, методом плунжерной экструзии получают 35% деталей, червячной экструзии - 4%, литьем под давлением - 1%.

Перспективным методом создания градиентных материалов является газотермическое напыление. В настоящее время разработаны технологии нанесения пленочных защитных покрытий из СВМПЭ методом газотермического напыления. Данный метод отличается простотой и универсальностью применяемого

оборудования, позволяет создавать слои из широкой номенклатуры материалов (металлы, полимеры, керамика). Опубликованы результаты исследований физико-механических свойств композиционных газопламенных покрытий на основе СВМПЭ с добавлением нано - размерных керамических наполнителей [5] и карбида кремния [6]. Результаты данных исследований подтверждают возможность использования газопламенного напыления для создания покрытий из СВМПЭ. В ОНИИЛ ПилТ БНТУ разработан способ создания композиционного материала на основе арамидных тканей и СВМПЭ методами газопламенного напыления. Для проведения экспериментальных исследований на основе анализа литературных источников выбран СВМПЭ GUR 4120. В качестве основы использована ткань Twaron саржевого плетения. Газопламенное напыление СВМПЭ осуществлялось установкой ТРУ-БПИ. Данная установка предназначена для напыления широкой номенклатуры порошковых материалов. Отличительной особенностью конструкции горелки является использование обдувающего газа для устранения непосредственного контакта порошкового материала с открытым пламенем, что позволяет избежать перегрев и выгорание материала. Применение газотермического напыления позволяет создавать поверхностные слои произвольной формы с использованием соответствующих металлических масок. Примеры поверхностных слоев произвольной формы представлены на рисунке 3. Также одним из достоинств метода газотермического напыления является возможность формирования требуемого уровня свойств поверхностного слоя в результате создания новых составов для напыления на основе стандартных материалов, а также за счет включения конструктивных элементов из специальных материалов или сплавов (рис. 4).



Рисунок 3 - Примеры формирования заданного профиля СВМПЭ на поверхности параарамидной ткани



Рисунок 4 – Структура с сеткой

Основными технологическими операциями формирования материала из СВМПЭ на поверхности из параарамидных тканей являются: подготовка материала для напыления; послойное газопламенное напыление полимера на поверхность ткани установкой ТРУ-БПИ, при этом количество слоев ткани и полимера определяется исходя из функционального назначения изделия; выдержка полученного изделия под нагрузкой (прессование) для обеспечения требуемой геометрии. Полученный материал является слоистым композитом, в котором полимерная матрица армирована слоями ткани, т.н. органопластиком [7, стр.109]. Механические свойства полученного материала определялись в ходе испытаний на растяжение по стандартной методике на разрывной машине ИР-5047-50 (рис. 5).

Испытываемый образец состоял из 7 слоев СВМПЭ и 6 слоев ткани Twaron, плотность равнялась $0,86 \text{ гр/см}^3$, поперечное сечение 52 мм^2 . При достижении нагрузки $4,8 \text{ кН}$ (рис. 6) произошло разрушение полимерной матрицы, при этом слои ткани сохранили работоспособность, что характерно материалам с бистабильной структурой [8]. Удельный предел прочности полученного материала [9, стр. 50] составил $10,7 \text{ км}$, что соответствует конструкционным сталям. Для сравнения, удельная прочность материалов автомобилестроения составляет $7 - 8 \text{ км}$ [1].



Рисунок 5 - Испытание на растяжение на разрывной машине ИР-5047-50



Рисунок 6 – Результат испытания

Планируется использовать данный материал при разработке сотовых композиционных материалов, а также при разработке элементов противопоульной защиты.

ЛИТЕРАТУРА

1. Скляр, Н.М. ВИАМ и материаловедение / Н.М. Скляр // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2002. – №7. – С.3–6.
2. Поверхностные волны в материалах с функционально-градиентными покрытиями / Е. В. Пашков [и др.] // *Акустический журнал.* – 2012. – том 58, №3. – С. 370-385
3. Ultra High Molecular Weight Polyethylene (UHMWPE) www.braskem.com/usa.
4. Crouch Ian G. Body armour – New materials, new systems / *Defence Technology* // ISSN: 2214-9147, Vol: 15, Issue: 3, Page: 241-253 Publication Year 2019
5. Композиционные материалы на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена: свойства, перспективы использования / Г.Е. Селютин [и др.] // *Химия в интересах устойчивого развития*, 2010, №18. – С. 375-388
6. Белоцерковский, М. А., Дубкова В. И., Таран И. И. Получение композиционных покрытий на основе полиэтилена газопламенным методом / М. А. Белоцерковский, В. И. Дубкова, И. И. Таран // *Актуальные вопросы машиноведения.* 2015. выпуск 4 – С. 327-330
7. Материалы и защитные структуры для локального и индивидуального бронирования / В.А. Григорян, И Ф. Кобылкин, В.М. Маринин, Е.Н. Чистяков. Под ред В.А. Григоряна. - М.: Изд. РадиоСофт, 2008. - 406 с.
8. Principles of optimization of structures against an impact / A. Cherkaev, E. Cherkaev, S. Leelavanichkul / *8th World Congress on Structural and Multidisciplinary Optimization* // June 1 -5, 2009, Lisbon, Portugal
9. Биргер, И.А. Сопротивление материалов: Учебное пособие. / И.А. Биргер, Р. Р. Мавлютов. – М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1986. – 560 с.

УРАВНЕНИЕ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ГОЛОВКЕ РЕЛЬСА

Смирнов В.И., Видюшенков С.А., Майер С.С.

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

К настоящему времени предложено несколько десятков уравнений роста усталостных трещин. Широкое распространение получило уравнение Пэриса

$$\frac{da}{dN} = C \frac{(\Delta K_I)^m}{1-R}, \quad (1)$$

где N – количество циклов нагружения, C, m – экспериментально определяемые константы материала, ΔK_I – размах коэффициента интенсивности напряжений

$$\Delta K_I = K_I^{\max} - K_I^{\min},$$

R – коэффициент асимметрии нагружения

$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = K_I^{\max} / K_I^{\min},$$

$\sigma_{\min}, \sigma_{\max}$ – минимальное и максимальное напряжение в цикле.

В большинстве случаев они являются эмпирическими, содержат большое количество взаимосвязанных параметров, которые определяются экспериментально в лабораторных условиях путем обработки статистических данных. Эти параметры не являются константами материалов, а зависят от ряда факторов, в частности (и в большей степени), от условий нагружения и потому имеют широкий разброс значений. Так, например, по данным исследования [1] для рельсовых сталей показатель степени в уравнении (1) имеет диапазон от 2,67 до 11,0. Порядок коэффициента в этом же уравнении меняется от 10^{-13} до 10^{-31} (и, соответственно, допустимое количество циклов). Это приводит к значительной сложности применения указанных уравнений, так как конкретные значения параметров известны лишь самим экспериментаторам. Кроме того, следует учитывать, что каждая новая «постоянная» материала (типа m и C) требует увеличения объема экспериментальной работы, тем более значительного, чем больше разброс данных (в некоторых уравнениях роста трещины количество экспериментально измеряемых параметров достигает восьми [2]). Очевидно, что увеличение количества экспериментальных констант в расчетной формуле неизбежно приводит к снижению ее практической пользы.

Принципиальную трудность представляет определение напряженного состояния рельса в области расположения трещины (принятой здесь в форме круга) в силу низкой точности расчетной схемы и значений нагрузок. При этом способ приложения нагрузки может оказывать существенное влияние на циклическую трещиностойкость рельса.

В связи с большим числом неподдающихся учету факторов, влияющих на скорость развития внутренних поперечных трещин в эксплуатационных условиях, оценка долговечности (живучести) рельса может быть сделана лишь как первое приближение. В этих обстоятельствах требуется сравнительно простое по структуре и удобное в использовании аналитическое выражение, описывающее диаграмму усталостного разрушения.

Исходя из энергетических соображений и на основе анализа размерностей Г.П. Черепановым было предложено следующее уравнение роста усталостных трещин [3]

$$\frac{da}{dN} = -\beta \left(\frac{K_I^2 \max - K_I^2 \min}{K_c^2} + \ln \frac{K_c^2 - K_I^2 \max}{K_c^2 - K_I^2 \min} \right), \quad (2)$$

где β – постоянная, имеющая размерность длины $\beta = \pi K_c^2 / (12 \sigma_y^2)$, σ_y – предел текучести материала. Величина β подбирается из условия наилучшего соответствия экспериментам («метод наложения» [4]), то есть практически играет роль подгоночного параметра.

Учитывая, что величина критического КИН при усталостном разрушении K_c близка к значению вязкости разрушения K_{Ic} , уравнение (2) при $R=0$ (считается, что трещина закрывается при снятии нагрузки) можно переписать в более простом виде

$$\frac{da}{dN} = -d \left[\left(\frac{K_{I \max}}{K_{Ic}} \right)^2 + \ln \left(1 - \left(\frac{K_{I \max}}{K_{Ic}} \right)^2 \right) \right], \quad (3)$$

где d – структурный параметр, имеющий размерность длины $d = 2K_{Ic}^2 / (\pi\sigma_c^2)$ [5], σ_c – предел прочности при растяжении.

В этом случае в уравнение роста трещины входят только два стандартных параметра, – вязкость разрушения K_{Ic} и предел прочности материала σ_c . Принимая во внимание высокую неопределенность и большой разброс многочисленных факторов, влияющих на рост трещины в эксплуатационных условиях и значительное отличие последних от лабораторных испытаний, такая модификация исходного уравнения (2) представляется вполне оправданной.

Тогда, допустимое количество циклов, следующее из (3)

$$N = -\frac{1}{d} \int_{a_n}^{a_k} \frac{da}{\left(\frac{K_{I \max}}{K_{Ic}} \right)^2 + \ln \left(1 - \left(\frac{K_{I \max}}{K_{Ic}} \right)^2 \right)}, \quad (4)$$

где a_n, a_k – начальный и конечный радиус круговой трещины.

В таблице дано сравнение числа циклов, рассчитанное согласно (4), с результатами лабораторных испытаний на циклический изгиб нетермообработанных рельсов типа Р65 с внутренней поперечной трещиной в головке [6].

Таблица.

Радиус трещины, мм		Нагрузка P , кН	Количество циклов		
начальный a_n	конечный a_k		расчетное		лабораторный эксперимент [6]
			по формуле (4)	по формуле Пэриса [6]	
3,7	14,2	300	$4,6 \cdot 10^5$	$6,1 \cdot 10^5$	$1,3 \cdot 10^6$
3,7	11,6	150	$6,8 \cdot 10^6$	$4,9 \cdot 10^6$	$2,3 \cdot 10^5$
3,8	6,3	400	$7,6 \cdot 10^4$	$1,3 \cdot 10^5$	$9,6 \cdot 10^5$
7,4	10,6	400	$3,0 \cdot 10^4$	$5,3 \cdot 10^4$	$3,7 \cdot 10^4$
9,5	11,6	150	$7,0 \cdot 10^5$	$5,0 \cdot 10^5$	$6,0 \cdot 10^4$
11,6	12,4	250	$2,7 \cdot 10^4$	$2,7 \cdot 10^4$	$6,1 \cdot 10^4$

Совпадение результатов вычислений по формуле (4) с экспериментальными данными можно признать вполне удовлетворительными, учитывая принципиальное отличие расчетной схемы, – балка на сплошном упругом основании, – от экспериментальной схемы нагружения (трехточечный изгиб балки). В первом случае нормальное растягивающее напряжение σ_z вычисляется от «обратного» изгибающего момента на расстоянии $z = \pi / (2k)$ от точки приложения силы P , а во втором, – от «прямого» момента в сечении непосредственно под силой. Так, при $P = 100$ кН максимальное напряжение в балке на сплошном упругом основании составит $\sigma_z \approx 9$ МПа (при $k = 1,536 \text{ м}^{-1}$), а в балке длиной 1,2 м (стандартная длина в испытаниях) и закрепленной на двух опорах, – $\sigma_z = 79,6$ МПа.

Параметры уравнения Пэриса (1) (при $R=0$) в работе [6] определены в ходе лабораторного эксперимента ($m=3,1, C=1,1 \cdot 10^{-12}$), то есть заранее неизвестны, что не позволяет оценить долговечность балки с трещиной без предварительных испытаний. В то же время, предлагаемая оценка долговечности по формуле (3) не требует знания каких-либо дополнительных констант материала, кроме стандартных (справочных), – вязкости разрушения K_{Ic} и предела прочности σ_c .

Отметим, что в работе [6] форма трещины аппроксимируется овалом четвертой

степени [7], что, с учетом влияния границ тела, приводит к громоздкому выражению для коэффициента интенсивности напряжений. Однако, как следует из таблицы, даже простая модель круговой трещины в безграничном теле для уравнения (3) дает близкий результат.

Долговечность (живучесть) также можно выразить в тоннаже, – объеме груза брутто, который можно пропустить через дефектный рельс при возрастании размера трещины до критического. Расчеты показывают, что для рельса R65 при $a_n=6,6$ мм, $a_k=16,3$ мм (соответственно 5% и 30% от площади головки рельса) и изменении нагрузки на ось от 20 до 25 т, допустимый тоннаж составит от 363 до 186 млн. т. Полученная оценка удовлетворительно согласуется с экспериментальными измерениями в эксплуатационных условиях, с учетом того, что в расчет не включены различные факторы, влияющие на долговечность в эксплуатационных условиях: остаточные и температурные напряжения, пластические деформации у края трещины, скорость движения, влияние соседних колесных пар и границ тела, иррегулярность формы трещины, присутствие деформации кручения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Эдель К.-О., Ортман Р. Свойства рельсовых сталей с точки зрения механики разрушения // Железные дороги мира. - 1991. - № 11. – С.54-61.
2. Ярема С.Я. Методология определения характеристик сопротивления развитию трещин (трещиностойкости) материалов при циклическом нагружении // Физико-химическая механика материалов. - 1981. - № 4. – С.100-110.
3. Черепанов Г.П. О росте трещин при циклическом нагружении // Прикладная механика и техническая физика. - 1968. - №6. – С.64-75.
4. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. М.: Наука, 1974. – 640с.
5. Морозов Н.Ф., Петров Ю.В., Смирнов В.И. Предельное равновесие хрупких тел с концентраторами напряжений: структурный подход. Учебное пособие. СПб.: Изд-во С.-Петербургского ун-та, 2011. – 80с.
6. Шур Е.А., Киселёва Т.Н., Порошин В.Л., Бейзеров М.С. Прочность рельсов с трещинами // Вестник ВНИИЖТ. - 1984. - № 2. – С.48-52.
7. Андрейкив А.Е., Шур Е.А., Панько И.Н., Дарчук А.И., Киселева Т.И. Расчет коэффициентов интенсивности напряжений для внутренней поперечной трещины в головке рельса // Физико-химическая механика материалов. - 1980. - Т.16, №1. – С.95-98.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ И ПЛАСТИЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ Cu-Al-Ni

**Свирид А.Э.¹, Пушин В.Г.^{1,2}, Куранова Н.Н.^{1,2}, Лукьянов А.В.³, Пушин А.В.^{1,2},
Уксусников А.Н.¹**

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

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

³*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,
Россия*

Для медных сплавов систем Cu-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Al, с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и эффектом памяти формы (ЭПФ) характерны лучшие тепло- и электропроводность, технологичность при изготовлении, гораздо меньшая стоимость по сравнению с никелидом титана. Но очевидно, что для широкого применения необходимы объемные материалы с ЭПФ в обычном поликристаллическом состоянии. Однако, в данных сплавах традиционные термические или термомеханические обработки не могут обеспечить требуемые физико-механические и эксплуатационные параметры. Низкая пластичность в поли- и даже в монокристаллическом состоянии не позволяют практически реализовать ЭПФ, присущие монокристаллам большинства цветных сплавов, включая и β -сплавы на медной основе.

Основной физической причиной хрупкости метастабильных по отношению к ТМП медных сплавов является высокая анизотропия их упругих модулей $A=C_{44}/C'$, близкая 12-13, тогда как для упругоизотропных и пластичных сплавов никелида титана A составляет 1-2. Концентрация реализуемых при ТМП высокоанизотропных упругих объемных и сдвиговых напряжений происходит, прежде всего, на границах зерен. Крупно- и разнотернистость легированных медных сплавов, в том числе и с ТМП, а также высокая локализация на границах зерен примесей и выделений избыточных фаз усиливают их охрупчивание [1].

Эффективно используя измельчение зеренной структуры (и, соответственно, увеличение протяженности границ зерен), удалось существенно повысить прочностные и пластические свойства сплавов никелида титана. Известно, что в медных сплавах некоторое уменьшение размера зерен возможно обеспечить различными способами: термической обработкой и ковкой, термоциклированием под нагрузкой, непрерывной быстрой разливкой расплава. Позволяет несколько измельчить зеренную структуру и легирование сплавов Cu-Al-Ni, например, Ti, Mn, Co, Ni и др. в оптимальных количествах. Мощными методами получения мелко- и ультрамелкозернистых сплавов с ЭПФ на основе никелида титана являются быстрая закалка расплава и интенсивная мегапластическая деформация кручением под высоким давлением или равноканальным угловым прессованием.

Трехкомпонентный сплав Cu-13,95 мас.%Al – 3,98 мас.%Ni (Cu-14Al-4Ni) был получен из высокочистых Cu, Al, Ni (99.99%) компонентов. Слиток гомогенизировали при $(900 \pm 25)^\circ\text{C}$, затем после нагрева до 950°C проковали в пруток сечением 20x20 мм. Закалку сплава проводили после повторного нагрева при 950°C , 10 мин, в воде при комнатной температуре.

Для пластической деформации сплава одноосным сжатием использовали электромеханическую измерительную систему Instron 8862, оснащенную электропечью для проведения измерений в изотермических условиях при температурах вплоть до 900°C в Центре коллективного пользования (ЦКП) Уфимского государственного авиационного технического университета. Испытания проводили на цилиндрических образцах сплава диаметром (d_0) 7.5 мм и высотой (h_0) 9.2 мм (согласно ГОСТ 25.503-80). Скорость испытаний v составляла 1 мм/мин.

По данным механических испытаний осадкой при комнатной температуре сплав Cu-14Al-4Ni в исходном состоянии способен испытывать достаточно большую пластическую деформацию до разрушения $\epsilon=22\%$ при высоких напряжениях предела текучести $\sigma_{0.2}$ и временного сопротивления σ_b , близких 400 и 1150 МПа, соответственно (рис. 1а). Кривая "напряжение – деформация" имела классический вид, на ней можно выделить четыре основные стадии деформации, различающиеся механизмами и коэффициентами деформационного упрочнения: 1 стадию упругой деформации; 2 и 3 стадии деформационного упрочнения, отличающиеся коэффициентами упрочнения; 4 стадию локализации деформации, завершающейся разрушением. На вставке к рисунку 1 для сравнения приведена также кривая «напряжение-деформация», полученная на данном сплаве при одноосном растяжении при комнатной температуре. Из сопоставления полученных результатов следует, что при близких значениях коэффициента сильного деформационного упрочнения $\theta=d\sigma/d\epsilon$ (~3.5 и 4.5 ГПа, соответственно при сжатии и растяжении) относительное удлинение сплава до разрушения при растяжении равно 4%, что более чем в 5 раз меньше величины относительного сжатия до разрушения $\epsilon\approx 22\%$.

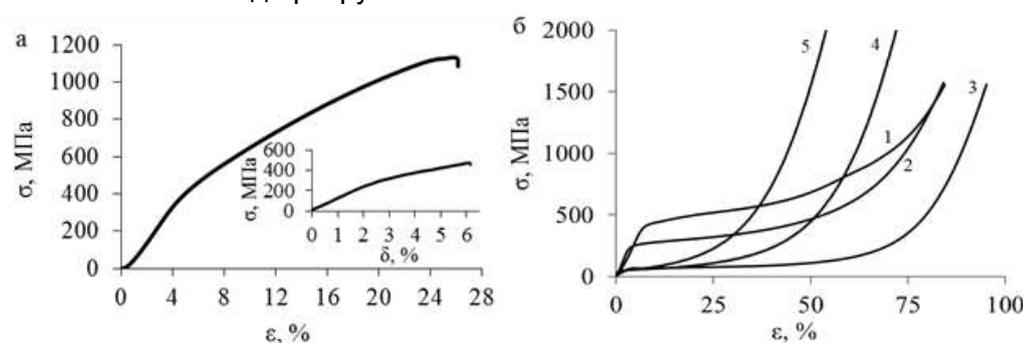


Рисунок 1 - Инженерные кривые "напряжение σ -деформация ϵ " сплава Cu-14Al-4Ni, полученные при механических испытаниях на сжатие, $v=1$ мм/мин (на вставке – на одноосное растяжение): а – при комнатной температуре, б – при 400°C (1); 500°C (2); 600°C (3); 700°C (4); 800°C (5)

На рисунке 2 а, б представлены РЭМ изображения микроструктуры сплава после испытаний при 20°C на растяжение и на сжатие. Видно, что сжатие обеспечивает изменение морфологии и существенное измельчение кристаллов мартенсита: на фоне доминирующей пакетной морфологии практически не наблюдаются фермообразные сочленения, а размеры как индивидуальных кристаллов мартенсита, так и их пакетов существенно уменьшаются.

В дальнейшем выполняли механические испытания осадкой при температурах в интервале 400-800°C с шагом 100°C. Поскольку температуры начала и конца обратного мартенситного превращения в сплаве существенно ниже этого интервала, тепловой деформации подвергался сплав в аустенитном состоянии. Измерения показали, что рост температуры испытаний приводит, во-первых, к изменению стадийности пластической деформации по сравнению с испытаниями при комнатной температуре (рис. 1б). На всех измеренных инженерных кривых для атомноупорядоченного аустенитного сплава можно наблюдать только три стадии деформации – упругой деформации (1), пластического течения с низким коэффициентом упрочнения (2) и стадию с резко возрастающим коэффициентом упрочнения (3). Во-вторых, повышение температуры деформации осадкой от комнатной температуры до 400°C при смене структуры сплава от мартенситной к аустенитной не привело к изменению величины $\sigma_{0.2}$, сохранившейся на уровне 400 МПа при росте предела прочности σ_b (см. таблицу 1).

Но дальнейшее увеличение температуры деформации от 400 до 600°C при той же скорости осадки вызвало прогрессирующее снижение $\sigma_{0.2}$, по-видимому, в результате интенсификации возможных в сплаве динамических процессов возврата и рекристаллизации. Наиболее низкие значения $\sigma_{0.2}$ наблюдались при высоких температурах деформации 700 и 800°C, $\sigma_{0.2} = 50$ МПа. Значения σ_b , напротив, резко возросли вплоть до 2000 МПа. Достигаемая при сжатии величина деформации до

разрушения при всех температурах испытаний была достаточно высокой, но максимум (94%) был получен при 600°C.

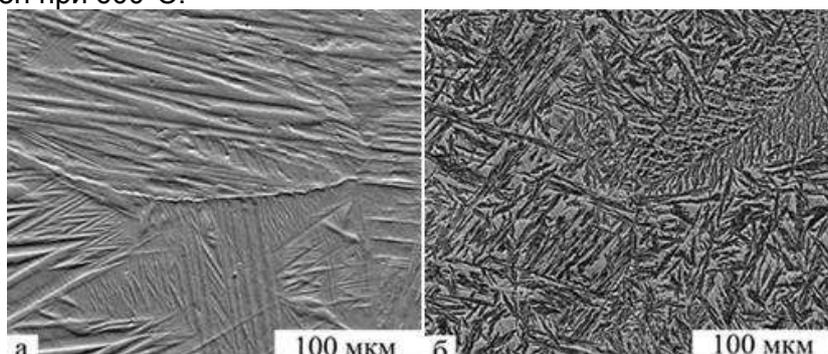


Рисунок 2 - РЭМ – изображения во вторичных электронах микроструктуры сплава Cu-14Al-4Ni после механических испытаний на одноосное растяжение (а) и сжатие (б), при 20°C

Таблица 1 - Механические свойства сплава Cu-14Al-4Ni при испытаниях на одноосное сжатие.

T исп.	ε , %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа
20	22	400	1150
400	80	400	1560
500	79	230	1550
600	94	70	1540
700	72	50	2000
800	58	50	1980

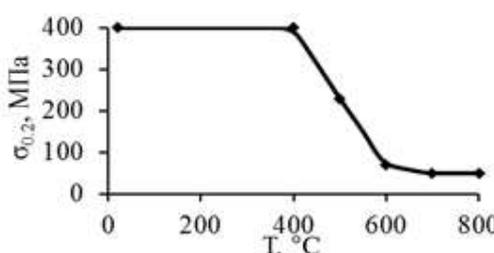


Рисунок 3 - Зависимость изменения предела текучести $\sigma_{0.2}$ от температуры деформации T при постоянной скорости осадки сплава Cu-14Al-4Ni

На рис. 3 приведена зависимость изменения величины $\sigma_{0.2}$ от температуры осадки. Представленный график иллюстрирует, что величина $\sigma_{0.2}$ с увеличением температуры сначала сохраняется на уровне 400 МПа (при температуре деформации 400°C), затем убывает в интервале 400-600°C и далее остается неизменной в интервале 600°C – 800°C. Такое немонотонное поведение механических свойств может быть обусловлено эвтектичным распадом в сплаве Cu-14Al-4Ni, происходящем при 585°C, по данным диаграммы фазовых равновесий [1].

Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр «Структура») г.р. № АААА-А18-118020190116-6 и при поддержке гранта РФФИ 18-32-00529 мол_а.

ЛИТЕРАТУРА

1. Оцука К., Симидзу К., Судзуки Ю., Сэкигути Ю., Тадаки Ц., Хомма Т., Миядзаки С. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. - 224 с.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ СТРУКТУРНОГО ПАРАМЕТРА ПОРЯДКА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ

^{1,2}Глезер А.М., ³Заворотнев Ю.Д., ^{3,4}Метлов Л.С., ⁵Томашевская Е.Ю.

1) Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
119049 Москва, Россия

2) ФГУП ВНИИчермет им. В.П. Бардина, 105005 Москва, Россия

3) Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, 83114, Донецк, Украина
e-mail: zavorotnev.yurii@mail.ru

4) Донецкий национальный университет, 83001, Донецк, Украина

5) Донецкий национальный университет экономики и торговли им. М. Туган-Барановского 83005, Донецк, Украина

Введение. Обработка поверхности интерметаллического соединения Fe_3Al методом механической обработки поверхностного трения [1], а также объемная обработка этого соединения методом мегапластической деформации [2] выявила непростой немонотонный характер поведения параметров в процессе обработки, в том числе падение величины структурного параметра порядка вначале практически до нулевых значений, и последующее его возрастание с выходом на стационарное значение (см. рис. 2 в [2]). Возможный механизм такого проявления исследованию в настоящая статья.

Теория. Пусть в кристалле при некоторой температуре произошел структурный фазовый переход (ФП) второго рода и новое состояние характеризуется векторным параметром порядка (ПП) q , который преобразуется по некоторому неприводимому представлению высокосимметричной группы кристалла. Пусть к кристаллу приложен крутящий момент величиной M , направленный по оси OZ. Тогда ПП можно считать функцией от текущего числа оборотов N , т. е. $q = q(N)$.

При малых долях N (порядка $\sim 0.01 - 0.02$) система находится в упругой области деформаций, и зависимость между крутящим моментом M и числом оборотов N можно аппроксимировать линейным законом Гука. При больших N материал начнет деформироваться пластически, доля упругой деформации снизится, а при выходе на стационарный режим с постоянной скоростью деформирования упругая часть деформации становится постоянной и не будет зависеть от полного числа оборотов N . Все эти закономерности можно аппроксимировать функцией

$$|M| = \alpha_1 \text{th}(\alpha_2 N) \quad (1)$$

с двумя подгоночными параметрами α_1 и α_2 , которые для каждого конкретного соединения должны быть определены из эксперимента.

Согласно (1) при больших N кристалл входит в режим стабилизации (стационарное состояние), и при дальнейшем повышении N вклад упругой части становится неизменным. При возникновении такой ситуации величина модуля крутящего момента M не зависит от N и будет постоянной.

Поставленную задачу будем решать в приближении постоянства модуля ПП с помощью феноменологической теории Ландау. При этом в расчетах будем учитывать предысторию, т.е. предыдущие состояния образца. Тогда выражение для плотности неравновесного термодинамического потенциала в виде

$$\Phi = \frac{b_1}{2} q^2(N) + \frac{b_2}{4} q^4(N) + \frac{b_3}{6} q^6(N) + \gamma_1 M^s \left(q_x \frac{\partial q_y}{\partial z} - q_y \frac{\partial q_x}{\partial z} \right) + \gamma_2 M^r \left(\left(\frac{\partial q_x}{\partial z} \right)^2 + \left(\frac{\partial q_y}{\partial z} \right)^2 \right) + q^2(N) \frac{1}{\Delta N} \int_{N-\Delta N}^N A(x) q^2(x) dx + \Phi_{el} \quad (2)$$

где $\alpha_i (i=1,2)$, $b_i (i=1,2,3)$ - феноменологические постоянные, Φ_{el} – потенциал упругого взаимодействия, который зависит от тензора упругости. Слагаемые с

производными описывают возникающую в результате кручения спиральную структуру. Предпоследнее слагаемое в (2) учитывает предысторию, множитель $A(x)$ задает закон распределения взаимодействия при предыстории. В настоящей работе рассматриваются эллиптический, прямолинейный и ступенчатой законы распределения.

После нахождения равновесных значений компонент тензора упругости как функций от $q(N)$ и подстановки в (2) получаем аналогичный (2) неравновесный термодинамический потенциал без слагаемого Φ_{el} . В результате коэффициенты разложения будут зависеть от компонент тензора упругости. Последний прямо пропорционально зависит от величины крутящего момента. Разложим новый коэффициент при $q^4(N)$ в ряд по степеням M^2 . Тогда новый коэффициент разложения при четвертой степени будет иметь вид $(1+BM^2)b_2$, где B – феноменологический коэффициент.

Обсуждение результатов. 1) Предыстория не учитывается. В этом случае $A(x) = 0$. В результате конкуренции слагаемого четвертой степени по q в (1) с одной стороны и слагаемых с первой производной в (1) с другой получается решение уравнения состояния в виде, представленным графически на рис.1. Резкое уменьшение значения ПП при малых значениях N с математической точки зрения

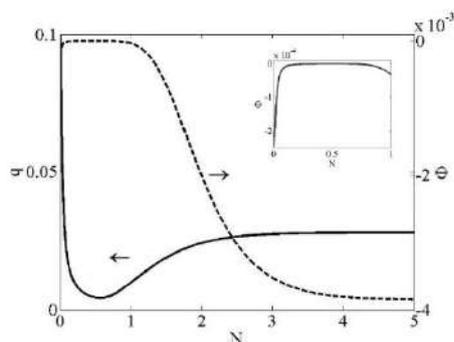


Рисунок 1 - Сплошная кривая - поведение структурного ПП без учета предыстории. Пунктирная кривая - зависимость плотности потенциала без учета предыстории. На врезке – начальный участок

связано с быстрым ростом коэффициента $(1+BM^2)b_2$ и при этом свободный член уравнения состояния, обусловленный наличием инвариантов Лифшица, остается практически незначительным. Затем с ростом N скорость изменения величины $(1+BM^2)b_2$ в связи с увеличением вклада пластической составляющей начинает уменьшаться, а вклад конкурирующих слагаемых резко возрастает, что

приводит к увеличению модуля ПП и появлению минимума на кривой (рис.2, сплошная кривая). Однако, при таких значениях N скорость роста упругой составляющей начинает резко падать, и система входит в режим стабилизации, при котором значения $M(N)$ и $q(N)$ постоянны.

С физической точки зрения каждое устойчивое состояние кристалла характеризуется некоторым минимумом энергии. При высоких температурах глобальный минимум имеет высокосимметричное состояние. При понижении температуры более низкую энергию имеет низкосимметричная фаза, в которую система переходит с помощью фазового перехода либо первого, либо второго рода. При наложении деформации кручения с малыми значениями момента ее упругая составляющая повышает энергию системы (кривая на врезке рис.2). В результате минимумы высоко и низкосимметричных фаз начинают сближаться, и в системе становится выгодным обратный переход в высокосимметричное состояние, что и приводит к уменьшению модуля ПП. При дальнейшем увеличении N , согласно (1), вклад упругой составляющей ослабевает. В результате энергия кристалла начинает понижаться и модуль ПП растет. Это означает возврат системы в низкосимметричное состояние. После выхода в стабилизационный режим вклад упругой составляющей не меняется, энергия системы фиксируется, что приводит к независимости значения модуля ПП от числа оборотов.

2) Учет предыстории. Зависимость конкретного состояния от предыстории может быть различна. Рассмотрим пять гипотетических случаев.

а) Функция $A(x) = const \neq 0, \Delta N = N$. Этот случай как нефизический не рассматривался.

б) Функция $A(x) = const \neq 0, \Delta N = N_1$ при $N > N_1$. В этом случае с одинаковой силой учитывается влияние только N_1 предшествующих состояний. В результате исключения из учета быстро уменьшающихся значений $q(N)$ после выхода в режим стабилизации зависимость модуля $q(N)$ становится колебательной с быстро затухающей амплитудой (рис.2, штриховая линия 1). Чем меньше состояний учитывается в предыстории, тем более сглаженной становится кривая $q(N)$ в области стабилизации. Минимум в области стабилизации обусловлен учетом в предыстории колоколообразного максимума кривой $q(N)$.

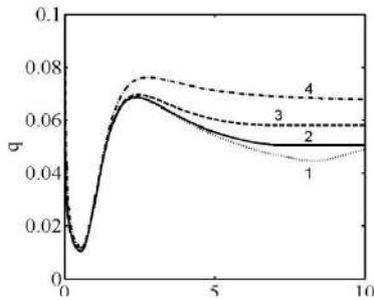


Рисунок 2 - Зависимости структурного ПП при различных законах учета предыстории. Расшифровка нумерации в тексте

с) Функция $A(x)$ уменьшается по линейному закону, причем $N > N_1$. При этом исключение начальных быстроменяющихся состояний слабо влияет на поведение ПП. Стабилизационный режим достигается быстрее, чем в предыдущем случае (рис.2, пунктирная кривая 3).

д) Функция $A(x) = \eta_1 \exp(-\eta_2 N)$, $\Delta N = N$, где η_1, η_2 - феноменологические постоянные. Такой вид взаимодействия свидетельствует о том, что на определенное состояние оказывают влияние все предшествующие, но их вес уменьшается по экспоненциальному закону. Чем больше значение N , тем слабее вклад начальных состояний. В результате получаем представленную на рис.2 (штрихпунктирная

линия 4) зависимость $q(N)$. В этом случае имеет место плавный переход к постоянному значению $q(N)$ в режиме стабилизации. При экспоненциальной зависимости предыстории поведение $q(N)$ похожа на аналогичную зависимость при линейно уменьшающейся силе связи распределения (рис.2, линия 3), однако имеет место более высокое значение модуля ПП в режиме стабилизации.

е) Аппроксимация функции $A(x)$ в виде четверти эллипса в первой полуплоскости (сплошная кривая на рис.1). В этом случае получается график зависимости $q(N)$, представленный на рис.3 (сплошная линия 2). В отличие от случая 4 имеет место более сильная зависимость конкретного состояния от предыстории, но при этом происходит резкое исключение начальных состояний. Этот результат имеет наиболее оптимальное соответствие с экспериментальным графиком работы [16].

При эллиптической зависимости предыстории от числа оборотов малый участок возрастания $q(N)$ также возникает, несмотря на резкое уменьшение веса начальных состояний. Если вклад в предысторию включает участок от нуля до значения, превышающего максимум горба, то при значениях N , соответствующих началу исключения предыстории, появляется горизонтальный участок. Если вклад дают состояния от нуля до значения меньшего максимума горба, то он не появляется.

ЛИТЕРАТУРА

- 1) J. Ren, D. Li, P. Xu. J. Mater. Eng. Perform. 23, 308 (2014).
- 2) A.M.Glezer, A.Timshin, I.V.Shchetinin, M.V.Gorshenkov, R.V.Sundeev, A.G.Ezhova. Unusual behavior of long-range order parameter in Fe3Al superstructure under severe plastic deformation in Bridgman anvils// J. Alloys Compd. 2018. V.744, P.791-796.

ВОЗМОЖНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДА ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ РАЗБРАКОВКИ ЧУГУНА

Ланцман Г.А.¹, Крень А.П.¹, Делендик М.Н.², Зинькевич Н.В.¹,
Покровский А.И.³, Гнутенко Е.В.¹

¹ ГНУ «Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси»,
г. Минск, Беларусь. E-mail: germanlantsman@gmail.com

² Филиал Белорусского национального технического университета «Межотраслевой институт повышения квалификации и переподготовки кадров по менеджменту и развитию персонала», г. Минск, Беларусь. E-mail: delendik@mipk.by

³ ГНУ «Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси»
г. Минск, Беларусь. E-mail: pakrouski@mail.ru

Рассмотрена возможность использования метода микроударного индентирования для оценки физико-механических характеристик чугуна с использованием прибора ИФМХ-Ч, разработанного в ИПФ НАН Беларуси, позволяющего разбраковать чугун по маркам (от СЧ10 до СЧ35; от ВЧ35 до ВЧ70), а также определить твердость по Бринеллю, модуль упругости и предел прочности непосредственно на изделиях без необходимости изготовления специальных образцов-свидетелей.

Механические характеристики чугуна регламентируются соответствующими стандартами. Для СЧ – это ГОСТ 1412-85, для ВЧ – ГОСТ 7293-85. Согласно данным стандартам марка определяется в первую очередь значением предела прочности при растяжении.

В настоящее время в 100 % случаев для определения σ на предприятиях используют разрушающие методы контроля – с помощью разрывных машин. Это долго, неудобно и дорогостояще. В тоже время применение портативных динамических твердомеров является неоправданным, поскольку может приводить к большим погрешностям измерений (до 100 единиц Бринелля). Эти погрешности будут вызваны влиянием на процесс удара модуля упругости E_y (практически не зависит от структуры металлической основы, в отличие от твердости, и определяется в основном графитной составляющей) [1], что не учитывается в используемых в данных приборах градуировках.

Также важной для контроля является установленная и многократно проверенная связь между прочностью, модулем упругости и твердостью [2]:

$$\sigma = k \cdot E_y \cdot HB \quad (1)$$

где k – коэффициент, зависящий от вида чугуна: для серого $k \approx 1,15$, для высокопрочного $k \approx 1,62$.

В настоящей работе была изучена возможность применения метода динамического индентирования (МДИ) [3] и прибора ИФМХ-Ч (рисунок 1), реализующего данный метод для определения физико-механических характеристик чугуна. Прибор представляет собой датчик-твердомер и электронный блок (связан с датчиком беспроводной связью), который обрабатывает дополнительную информацию для установления физико-механических характеристик чугуна.



Рисунок 1 – Внешний вид прибора для контроля характеристик чугуна:
1 – датчик-твердомер ТПЦ-7, 2 – электронный блок, 3 – образец

Сущность МДИ заключается в нанесении однократного микроудара с фиксированной предупредной энергией, определяющейся массой индентора m и предупредной скоростью V_n . Отличительной особенностью метода является возможность регистрации всего процесса нагружения (рисунок 2) в виде диаграмм «контактное усилие P – перемещение h », а также зависимостей $P=f(t)$, $h=f(t)$, $V=f(t)$ в широком диапазоне изменения сил и перемещений [4].

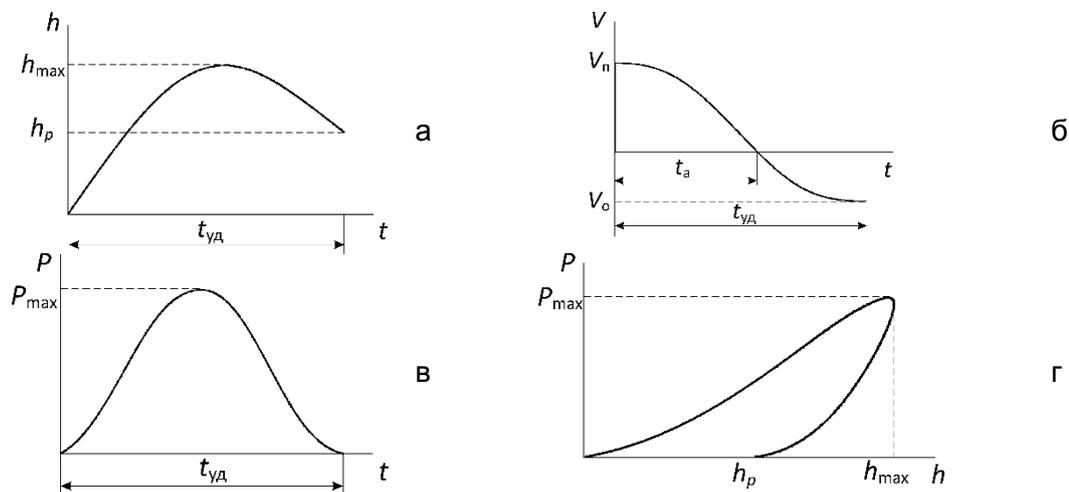


Рисунок 2 – Характерные зависимости ударного процесса:
а, б, в – зависимости глубины внедрения индентора, скорости и контактного усилия от времени, г – диаграмма динамического индентирования

Регистрация параметров, указанных на рисунке 2, позволяет использовать положения разработанного ИПФ НАН Беларуси государственного стандарта СТБ 2495-2017 «Контроль неразрушающий. Определение физико-механических характеристик конструкционных материалов методами индентирования» для расчета модуля упругости материала E_y , а также точных значений твердости НВ по данным ударного контакта.

Это в корне отличает метод и оборудование от существующих обычных динамических твердомеров, которые регистрируют только отношение скорости отскока индентора V_0 к скорости подлета V_n .

Если проанализировать результаты, полученные с помощью прибора ИФМХ-Ч, то можно утверждать, что для проведенных испытаний погрешность измерения НВ не превысила 15 единиц (в диапазоне 90-450НВ), а предела прочности (для образцов, по которым имелись сведения) составила не более 5 % (в диапазоне 100-900МПа).

При промышленном применении контроль может проводиться в отдельных важных точках изделия. Очевиден тот факт, что прибор может помочь значительно сократить объем разрушающих испытаний на производстве.

ЛИТЕРАТУРА

1. MakiS.Computer Simulation of Micro Rebound Hardness Test / S. Maki, T. Yamamoto // Procedia Engineering. 2014. Vol. 81. P. 1396-1401.
2. Шерман А.Д. Чугун: Справочник / А.Д. Шерман. М.: Металлургия, 1991. 576 с.
3. Рудницкий В.А. Оценка пластичности металлических материалов методом динамического индентирования. / В.А. Рудницкий, А.П. Крень, Г.А. Ланцман // Литье и металлургия. 2017. № 2. С. 81-87.
4. Abetkovskaia S.O. Evaluation of viscoelastic properties of materials by nanoindentation. / S.O. Abetkovskaia, S.A. Chizhik, V.A. Rudnitsky, A.P. Kren // Journal of Friction and Wear. 2010. Vol. 31. No 3. P. 180-183.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФРАКЦИОННЫХ ЯВЛЕНИЙ НА КРИСТАЛЛАХ TGS С ПЕРИОДИЧЕСКИМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ПРИМЕСИ

Шут В.Н.¹, Мозжаров С.Е.¹, Кашевич И.Ф.²

¹*Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь,*

²*ВГУ им.П.М. Машерова, г. Витебск, Беларусь, kashevich@tut.by*

Кристаллы TGS-TGS+Cr с послойно-периодическим распределением неизоморфной примеси ионов хрома в объеме кристалла могут быть использованы в качестве различных дифракционных решеток, причем как амплитудных, так и фазовых, в зависимости от режимов наблюдения дифракции.

Целью данной работы было изучение дифракционных явлений на периодических примесных структурах сегнетоэлектрических кристаллов триглицинсульфата с примесью ионов хрома (TGS-TGS+Cr). Полученные кристаллы TGS-TGS+Cr с различным периодом примесной структуры (от 100 до 400 мкм) раскалывались по плоскости спайности (перпендикулярно вектору спонтанной поляризации) на образцы толщиной 1-2 мм и полировались. Для наблюдения дифракционных явлений образцы подвергались кратковременному травлению. В качестве примера на рисунке 2 показано фото одного из образцов с периодом примесной структуры 250 мкм. В качестве источника света использовалось лазерное излучение с длиной волны 630 нм.

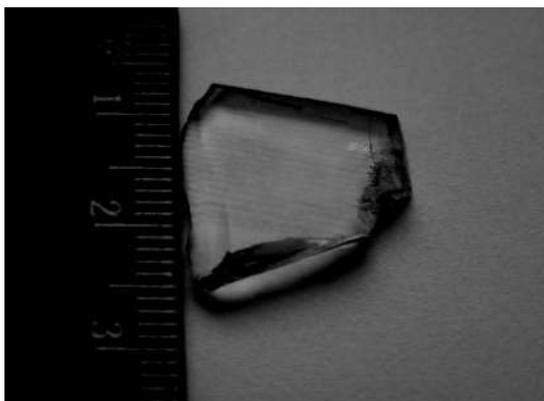


Рисунок 1- Внешний вид образца TGS-TGS+Cr

Слоистый кристалл TGS-TGS+Cr можно представить как структуру, представляющую собой в оптическом отношении последовательное чередование слоев с различным показателем преломления. Дифракцию на такой структуре можно рассматривать, как дифракцию света на акустической волне. Суть которой состоит в том, что продольная акустическая волна создает в среде распространения волну сжатия и растяжения, что приводит к образованию периодического в пространстве и во времени изменения показателя преломления среды вдоль направления распространения акустической волны (вследствие явления фотоупругости). При прохождении света через такую сложную структуру возникает дифракция. Отметим, что если длина акустической волны сравнима с длиной световой волны, то среда с акустической волной может служить фазовой дифракционной решеткой, на которой можно наблюдать дифракцию пучков света. Такая дифракционная решетка будет объемной, если толщина среды L , в которой распространяется акустическая волна, существенно больше длины акустической волны.

Согласно [1,2], дифракция лазерного излучения в этом случае носит двоякий характер и зависит от условий наблюдения и определяется параметром:

$$Df = \frac{\pi\lambda L}{n\Lambda^2} \quad \text{или} \quad Q = \frac{2\pi\lambda L}{\Lambda^2} \approx \frac{\theta_0}{\theta_p}$$

где λ - длина волны лазера, L- глубина дифракционной решетки по лучу, Λ - длина звуковой волны (в случае кристалла TGS-TGS:Cr³⁺ - это период слоистой структуры), n- показатель преломления (для номинально чистого TGS- n ~ 1,534).

Если $Df \gg 1$, то выполняется условие дифракции в брэгговской оптической области, при которой энергия распределяется только между двумя максимумами - нулевым и первым. Если $Df \ll 1$, то имеем дифракцию в области Рамана-Ната с большим числом дифракционных порядков. (аналогично, для параметра Q: если $Q \approx 0,3$ - дифракция Рамана-Ната, если $Q \approx 4\pi$ - дифракция Брэгга) (см. рисунок 2).

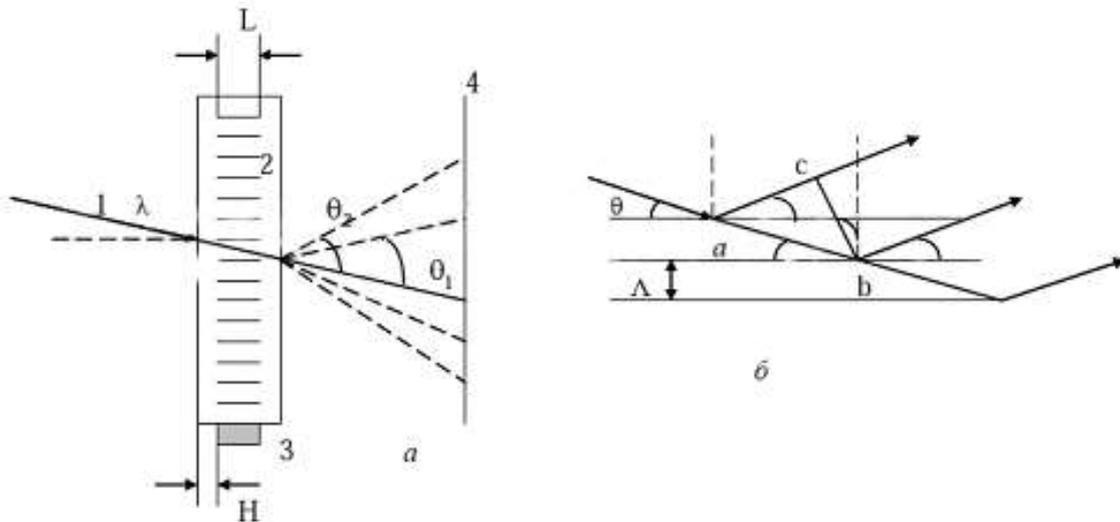


Рисунок 2 - Схема наблюдения дифракция света :а- режим Рамана-Ната, б - режим Брэгга.
1- падающий свет, 2- слоистая структура, 4 - дифракционная картина на экране [1]

Используя эти параметры и считая, что Λ - период примесной структуры, было установлено, что на кристалле TGS-TGS+Cr³⁺ $\Lambda \sim 200 - 250$ мкм должна наблюдаться дифракция Рамана-Ната. Особенностью дифракции Рамана-Ната является то, что можно считать, что световой луч проходит через область взаимодействия прямолинейно [8]. Пренебрежение искривлением луча внутри области взаимодействия эквивалентно предположению о чисто фазовой модуляции света при его взаимодействии с упругой волной (в случае TGS-TGS+Cr³⁺ - с периодической примесной структурой). Разлагая фазомодулированную волну на выходе из области взаимодействия в угловой спектр, можно получить характерную для дифракции Рамана-Ната картину с большим числом дифракционных максимумов. При дифракции Рамана-Ната наблюдается порядка 10 дифракционных максимумов, по интенсивности не очень сильно отличающиеся друг от друга. Для дифракции Брэгга характерно наличие лишь одного дифракционного максимума, который образуется отражением падающего света от фронта бегущей световой волны.

Экспериментальное наблюдение дифракции на образцах TGS-TGS:Cr³⁺ и номинально чистых TGS проводилось на образцах различной толщины, что позволило наблюдать дифракцию как в режиме Рамана-Ната (рисунок 3а), так и в режиме Брэгга (рисунок 3 б).

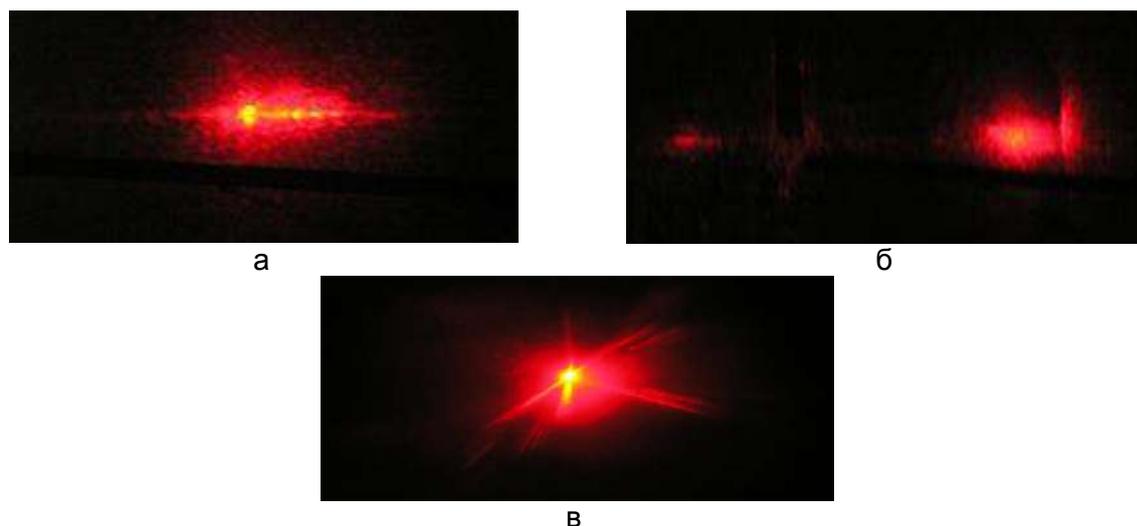


Рисунок 3 - Изображения, получаемые на экране после прохождения лазерного излучения через образцы TGS-TGS+Cr(а,б) и TGS(в)

В качестве источника излучения использовался лазер ЛГН-207А с длиной волны $\lambda=630$ нм, а интенсивность излучения в дифракционных максимумах измерялась измерителем интенсивности лазерного излучения ИМО-2Н.

Установка собиралась на оптической скамье. Пучок света от лазера падал на образец кристалла TGS-TGS+Cr. Структура закреплялась на юстировочной подставке. Наблюдение дифракционной картины проводилось на экране, расположенном на расстоянии $L \gg (2\Lambda)^2 / \lambda$, где Λ - размер периода примесной структуры. Данное условие обеспечивает параллельность пучка.

Размытие картины дифракции связано с наложением дифракционных максимумов из-за достаточно большого периода примесной структуры. По-видимому, используя ИК излучение возможно получить более четкие дифрактограммы. Измерение распределения интенсивности лазерного излучения также показало, что энергия света, приходящаяся на 1-й боковой максимум, сравнительно мала из-за распределения энергии по многим максимумам. Если допустить, что примесь в кристалле распределена по синусоидальному закону, то для описания дифракции Рамана-Ната на периодических примесных структурах вполне применимы формулы, описывающие дифракцию на синусоидальной фазовой решетке. Возникающие максимумы и минимумы распределения интенсивности света зависели от величины периода и полностью соответствовали, периодам, рассчитанным с помощью микроскопических исследований.

Отметим, что описанный выше метод наблюдения периодических структур на основе кристаллов TGS-TGS:Cr⁺³ и снятия дифрактограмм, можно использовать также для определения периода и отклонения от него выращенных кристаллических дифракционных решеток.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев, Ю.В. Дифракция света на звуке в твердых телах// Ю. В. Гуляев, В. В. Проппов, Г. И. Шкердин.- УФН.- Т.24, Вып.1.-1978.- С. 61-110.
2. Асадчиков В.Е., Бабак В.Г., Бузмаков А.В. и др. //Приборы и техника эксперимента. - 2005. - Т. 3. - С. 99.

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF NANOSECOND LASER PULSES ON CHANGES IN THE STRUCTURAL AND PHASE COMPOSITION OF CARBON COATINGS OBTAINED BY HIGH -CURRENT PULSED METHODS OF VACUUM-ARC AND MAGNETRON SPUTTERING**Manokhin S.S.^{1*}, Kolpakov A.Ya.², Kolobov Yu.R.¹, Poplavskiy A.I.^{2,3}, Yapryntsev M.N.², Odintsova G.V.⁴, Tokmacheva-Kolobova A.Yu.^{1,5}**¹*Institute of Problems of Chemical Physics RAS, Russia, Chernogolovka*²*Belgorod National Research University, Belgorod, Russia*³*Belgorod State Technological University named after V.G. Shukhov, Belgorod, Russia*⁴*ITMO University, Russia, Saint Petersburg*⁵*National Research University of Science and Technology "MISIS", Russia, Moscow*

The formation of carbon coatings with the ability to control the parameters of the structure, relief and phase composition causes a great interest in connection with the possibility of controlling the physical and mechanical characteristics, improving the corrosion, tribological, biological and other properties of composite materials [1]. In this regard, there is a great interest to find out the effect of irradiation with short laser pulses on the peculiarities of changes in the structural and phase composition of carbon coatings, including diamond-like coatings. In continuation of the work related to the possibility of using high-power pulsed magnetron sputtering to obtain diamond-like coatings, as well as to compare their structure, phase composition and properties with carbon coatings obtained by pulsed vacuum-arc method [2,3], it was of interest to perform a comparative study of the effect of short laser pulses of nanosecond duration to identify the effects of their influence on the structure and phase composition of such coatings, having also in mind the general problems of behavior of thin carbon coatings in extreme conditions [4].

Carbon coatings with a thickness of about 300 nm were deposited in a vacuum on the substrate. The substrate material was monocrystalline silicon, grade KEF 4.5, orientation (100). Before coating the vacuum chamber was pumped to a pressure of 4×10^{-3} Pa and the substrate surface was cleaned with argon ions using an ion source under the following conditions: discharge voltage 2.0 kV; discharge current 100 mA; argon pressure 0.5 Pa; negative bias voltage on the substrate 2.0 kV; cleaning time 10 min. The paper presents comparative studies of samples with coatings obtained by two methods: high-current vacuum arc deposition (PCAD – pulsed cathodic arc deposition) and magnetron sputtering (HiPIMS – high-power impulse magnetron sputtering).

Technological parameters of the pulsed vacuum arc sputtering (PCAD) method: chamber pressure 8×10^{-3} Pa; pulse amplitude 1 kA; pulse duration 1.2 ms; discharge voltage 300 V; pulse repetition frequency 3 Hz; negative bias voltage was not applied to the substrate (floating potential); deposition rate 0.18 nm/pulse (33 nm/min at a pulse repetition frequency of 3 Hz). The substrate temperature during the coating process did not exceed 70 °C.

Technological parameters of the HiPIMS method: argon pressure in the chamber 0.6 Pa; balanced discharge mode with power stabilization 1.8 kW; discharge voltage 900-1000 V; pulse duration 60 ms; pulse repetition frequency 4.0 kHz; average discharge current 1.8-2.0 A; negative bias voltage on the substrate 150 V; cathode – substrate distance 90 mm; deposition rate 30 nm/min.

Laser treatment of the obtained samples with coatings was performed by nanosecond laser irradiation over the entire sample area at an energy density of $F_0 = 2.66$ J/cm². For irradiation, an ytterbium-fiber laser with a pulse duration of $\tau = 100$ ns and a wavelength of $\lambda = 1.06$ μm was used. The pulse repetition rate was $f = 60$ kHz. The surface of the samples was irradiated by subsequent scanning with a focused laser beam with a diameter $d_0 = 50$ μm. At the end of a single scan line, with a pulse repetition rate of f and a scan step of M_x , the beam moves along the Y axis to the next line with a scan step of M_y . The method of irradiation is described in more detail in the works of the authors [5,6].

Surface morphology and structure of modified layers were studied using a scanning electron microscope with FEI Quanta 600 cathode field emission. Structural data refers to sections perpendicular to the direction of laser irradiation. Structural studies were performed using Raman spectroscopy on LabRAM HR Evolution spectrometer with a laser radiation length of 532 nm. The spectra were analyzed by the position of D and G peaks according to a model describing three stages of changes in the structure of carbon materials [7]: ideal graphite → nanocrystalline graphite (nc-G) → amorphous carbon (a-C) → tetrahedral amorphous carbon (ta-C).

It is shown that laser exposure allows controlling the structural and phase composition of carbon diamond-like coatings obtained by high-current pulsed sputtering. Thus, the structure of the carbon coating obtained by pulsed vacuum-arc sputtering in its original form is an X-ray amorphous state with a predominance of hybridized "diamond" sp³-valence bonds. In laser-treated samples, the coating structure is predominantly nanocrystalline, with sp² clusters consisting of aromatic rings about 1.3 nm in size and sp²-phase fractions of more than 80%. Thus, under laser irradiation with nanosecond pulse duration, a phase transformation occurs in the diamond-like coating, with a significant change in the volume fraction of sp³ and sp² bonds.

The carbon coating obtained by pulsed vacuum-arc sputtering with subsequent modification by laser irradiation can be used for controlled formation of relief with a given surface roughness to improve the biocompatibility of materials in medical devices. In this case, the use of a subsequent ion etching operation and doping of the carbon coating with various elements may be of particular interest.

Laser irradiation of carbon coatings can also be used to assess their thermal stability and resistance to laser irradiation with different wavelengths. In this case, the alloying of the carbon coating with various elements may be of particular interest.

This research in the main part devoted to the study of the effect of nanosecond laser pulses on changes in the structural and phase composition of carbon coatings was supported by the thematic map of fundamental scientific research of the IPCP RAS No. 0089-2019-0017 and in the part devoted to developing the method of applying a carbon coating was supported by the Russian Foundation for Basic Research and the Belgorod Region Government in the framework of project No.18-42-310001.

REFERENCES

- [1] Kolobov Yu.R. Nanotechnologies for the formation of medical implants based on titanium alloys with bioactive coatings // *Nanotechnologies in Russia.*—2009. – Vol.4.—Iss. 11-12.— P. 758–775
- [2] A.I. Poplavsky, A.Ya. Kolpakov, M.E. Galkina, M.G. Kovaleva, M.N. Japrintsev, M.V. Mishunin, J.V. Gerus Properties of carbon coatings obtained by pulsed high power methods of vacuum-arc and magnetron sputtering // *Materials Today: Proceedings.* 2018. Volume 5(12). P. 25933–25938.
- [3] A.I. Poplavsky, A. Ya. Kolpakov, Yu. Kudriavtsev, R. Asomoza, I. Yu. Goncharov, M.E. Galkina, S.S. Manokhin, V.A. Kharchenko Effect of nitrogen ion irradiation parameters on properties of nitrogen-containing carbon coatings prepared by pulsed vacuum arc deposition method // *Vacuum.* – 2018. – V. 152. – P. 193-199.
- [4] Andrievskiy R.A. Nanostrukturny v ekstremalnykh usloviyakh [Nanostructures in extreme conditions] // *Uspekhi Fizicheskikh Nauk.* 2014. V. 184. Iss. 10. P. 1017–1032.
- [5] Ageev E. I., Andreeva Y. M., Karlagina Y. Y., Kolobov Y. R., Manokhin S. S., Odintsova G. V., V.P. Veiko, Composition analysis of oxide films formed on titanium surface under pulsed laser action by method of chemical thermodynamics // *Laser Physics.* – 2017. – V. 27. – №. 4. – P. 046001.
- [6] Veiko, V. P., Odintsova, G. V., Gazizova, M. Y., Karlagina, Y. Y., Manokhin, S. S., Yatsuk, R. M., ... & Kolobov, Y. R. The influence of laser micro- and nanostructuring on the wear resistance of Grade-2 titanium surface // *Laser Physics.* – 2018. – V. 28. – №. 8. – P. 086002.
- [7] Ferrari A. C., Robertson J. Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon // *Physical review B.* – 2000. – V. 61. – №. 20. – P. 14095.

INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE FEATURES OF THE VOLUME OF THE MATERIAL ADJACENT TO THE CRACK SURFACE IN COARSE GRAINED AND SUBMICROCRYSTALLINE TITANIUM AFTER CREEP

**Manokhin S.S.^{1*}, Tokmacheva-Kolobova A.Yu.^{1,2}, Karlagina Yu.Yu.³,
Betekhtin V.I.⁴, Kadomtsev A.G.⁴, Narykova M.V.⁴, Kolobov Yu.R.¹**

¹ *Institute of Problems of Chemical Physics RAS, Russia, Chernogolovka*

² *National Research University of Science and Technology "MISIS", Russia, Moscow*

³ *ITMO University, Russia, Saint Petersburg*

⁴ *Ioffe Institute, Russia, Saint Petersburg*

Studies of changes in microstructure in areas (layers up to 10 μm thick) adjacent to the fracture surface of main cracks, the development of which led to the destruction of technically pure VT1-0 (Grade 2 analog) titanium samples during creep at in the initial recrystallized and submicrocrystalline states by transmission electron microscopy 350 °C were performed.

It was found that nanostructuring occurs in the structure of the initial recrystallized titanium after creep tests in a thin (less than 2 μm) near-surface layer of cracks. At the same time, the shape of the grains in these areas is close to globular, and the size of the crystallites is about 150-200 nm. At a distance from the fracture surface (more than 3 μm), the structure is characterized by a non-uniform cross-section distribution of grains size. As you move away from the surface of the destroyed sample, the grain shape changes from globular to lamellar, with a plate thickness of about 500 nm. Far from the fracture surface, there is a significant increase in the density of deformation defects (dislocations and their clusters) and a blurring of the contrast from the grain boundaries due to their non-equilibrium state. These features indicate the passage of plastic deformation in this area.

The submicrocrystalline state is characterized by a more homogeneous development of plastic deformation in the fracture region (at the micro-scale level in comparison with the coarse-grained state). The observed more uniform globular microstructure in the fracture region is probably related to the intensive development of the mesoscopic mechanism of deformation in the submicrocrystalline material - grain boundary slippage. The presence of bending extinction contours indicates the presence of internal stresses in the crystal lattice of the material.

This research in the main part devoted to the study of the structure features of the VT1-0 alloy was supported by the Russian Science Foundation (project no. 19-12-00221) and in the additional part of research related to the study of deformation mechanisms was supported by the thematic map of fundamental scientific research of the IPCP RAS no. 0089-2019-0017. This work was performed using the equipment of the Shared Research Center FSRC "Crystallography and Photonics" RAS.

ОГНЕУПОРНЫЕ БЕТОННЫЕ ИЗДЕЛИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ, СОДЕРЖАЩИХ ВТОРИЧНЫЕ РЕСУРСЫ

Гусаров С.В., Подболотов К.Б., Хорт Н.А.
*Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, husarausv@mail.ru*

Введение. В настоящее время почти все отрасли промышленности связаны с высокотемпературными процессами, требующими применение огнеупорных материалов. Огнеупорные изделия используются в различных тепловых агрегатах (горелочные камни, подовые блоки нагревательных печей, свода электропечей, «бойные» места сталеразливочных ковшей, донные брусья, футеровка) [1]. Наибольшее распространение получили алюмосиликатные огнеупоры на основе шамота [2].

Формование крупногабаритных огнеупорных изделий сложной конфигурации преимущественно производится методом вибролитья. Суть данного метода заключается в ведении в состав ограниченного количества связующего, которое при механическом воздействии способствует приобретению смесью тиксотропных свойств [3]. Кроме того, преимуществом данного метода является то, что он позволяет производить уплотнение массы смеси без разрушения и деформирования частиц заполнителя. Невысокое содержание связующего в составе смеси позволяет без ухудшения высокотемпературных свойств использовать различные огнеупорные заполнители [4]. При подборе состава огнеупорного бетона необходимо учитывать физико-химические процессы, проходящие в бетоне при твердении и разупрочнении при спекании [5]. При разработке состава огнеупорного бетона из определенных материалов наибольшая трудность возникает при выборе оптимального соотношения крупных и мелких фракций заполнителей. Так как на сегодняшний день не существует научно-обоснованных рекомендаций по аналитическому расчёту гранулометрического состава заполнителя с учетом конечных характеристик изделия, поэтому в каждом отдельном случае это соотношение необходимо находить экспериментальным путем [5].

Материалы и методы. Для получения огнеупорных материалов в данной работе применяли следующие компоненты: шамот марки ША, огнеупорную глину марки ПГБ, глиноземистый цемент (ГЦ-40), муллитсодержащие отходы машиностроительной отрасли в виде измельченного боя форм, предназначенных для литья жаропрочных сплавов. По данным рентгенофазового анализа муллитсодержащие отходы состоят из муллита ($Al_6Si_2O_{13}$), примеси оксида кремния (SiO_2), а также отмечается присутствие аморфной фазы. Структура представлена игольчатыми образованиями фазы муллита и зёрнами оксида кремния, сцементированными аморфной составляющей.

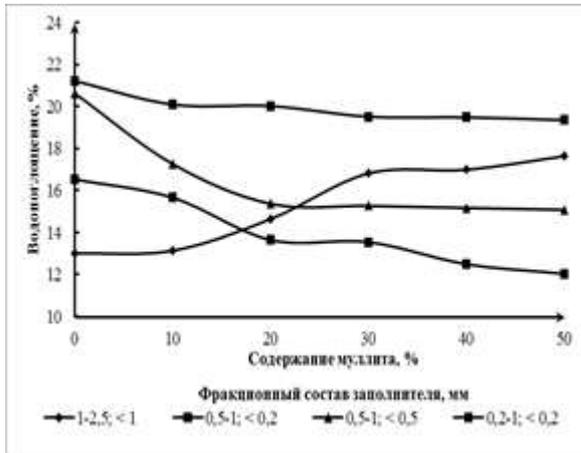
Введение муллитсодержащих отходов должно способствовать увеличению механической прочности, поскольку будет осуществляться армирование структуры материала игольчатыми образованиями муллита, входящего в состав отходов.

Для исследований были выбраны составы, содержащие 50–100 % алюмосиликатного шамота, 0–50 % муллитсодержащих отходов, 0–10 % огнеупорной глины и 0–15 % ГЦ-40 от массы сухой смеси.

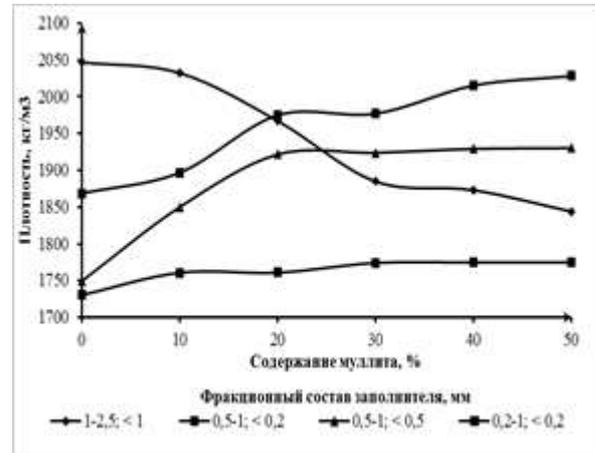
Также проведены исследования составов с различным соотношением крупной и мелкой фракции заполнителя: 1) полифракционный; 2) крупной от 1 мм до 2,5 мм (70 %) и мелкой <1 мм (30%) фракцией; 3) крупной от 0,5 мм до 1 мм (70 %) и мелкой <0,2 мм (30 %) фракцией; 4) крупной от 0,5 мм до 1 мм (70 %) и мелкой <0,5 мм (30 %) фракцией; 5) крупной от 0,2 мм до 1 мм (70%) и мелкой <0,2 мм (30 %) фракцией.

Кажущуюся плотность, водопоглощение и открытую пористость испытуемых образцов определяли в соответствии с ГОСТ 2409-95. Прочность образцов на сжатие определяли согласно ГОСТ 10180-2012.

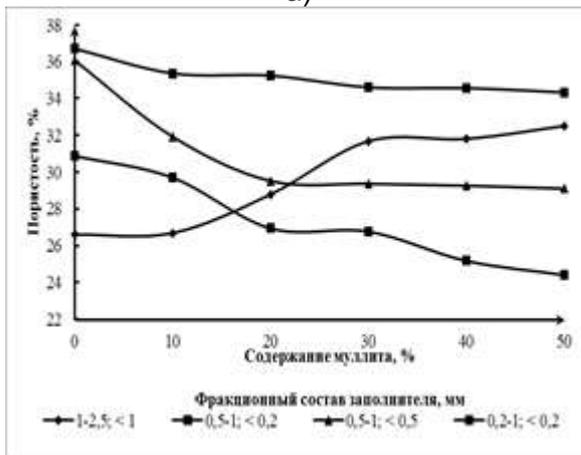
Результаты и выводы. При проведении экспериментальной работы было установлено влияние гранулометрического состава заполнителя на физико-химические характеристики материала. Зависимости водопоглощения, плотности, пористости и прочности от гранулометрического состава приведены на рисунке 1. Показано, что наилучшие характеристики имеет материал, изготовленный при использовании фракционного состава крупной от 0,5 мм до 1 мм (70 %) и мелкой <0,2 мм (30%) фракцией).



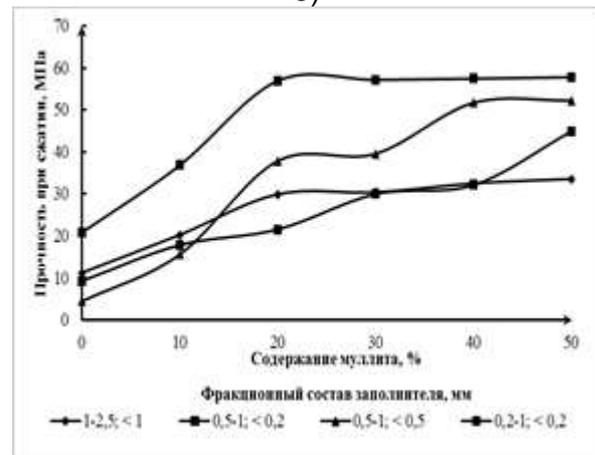
а)



б)



в)



г)

а – водопоглощение, %; б – плотность, кг/м³; в – пористость, %;
г – прочность при сжатии, МПа

Рисунок 1 – Зависимость физико-химических характеристик материала от фракционного состава заполнителя и различного содержания отходов муллита, при температуре обжига 1300 °С

Установлена зависимость физико-химических характеристик материала от соотношения исходных компонентов. Так, при увеличении содержания в составе смеси муллитсодержащих отходов (до 30%) за счет более плотной упаковки частиц и армирования структуры происходит повышение плотности (до 2050 кг/м³) и прочности материала (до 58 МПа) (рисунок 1б, 1г). Отмечается, что при дальнейшем увеличении содержания муллитсодержащих отходов прочность продолжает увеличиваться, однако из-за уменьшения в составе смеси крупной фракции повышается огневая усадка бетона (до 11 %). При увеличении в составе смеси более 10 % ГЦ-40, наиболее легкоплавкой составляющей, происходит разупрочнение при спекании и снижение огнеупорности бетона. При введении в состав смеси более 5 % огнеупорной глины происходит значительное снижение плотности материалы. Это объясняется торможением процессов уплотнения при вибролитье ввиду образования высоковязкой малотекучей массы.

Сырая прочность образцов в возрасте 3 суток составляет около 10 МПа. Прочность при сжатии образцов после обжига при температурах 1100 °С и 1200 °С составляет 11 и 18 МПа соответственно, повышение температуры обжига до 1300 °С увеличивает прочность в 3–5 раза (58 МПа). Это можно объяснить структурно-фазовыми изменениями, протекающими в процессе спекания. При температуре 1300 °С происходит взаимодействие оксида кремния и аморфной составляющей в составе муллитсодержащих отходов с компонентами смеси, с образованием первичного муллита. Данный процесс приводит к разрушению связки волокон муллита в структуре отходов и обеспечивает их подвижность, а образование первичного муллита способствует зарастанию пор.

Проведенные исследования показали, что для производства огнеупорных керамических материалов методом вибролитья можно рекомендовать состав, включающий 70–90 % алюмосиликатного шамота, 10–30 % муллитсодержащих отходов, 10 % ГЦ-40и не более 5 % огнеупорной глины от массы сухой смеси. Рекомендуемое соотношение крупной и мелкой фракции заполнителя составляет: 70% крупной 0,5 - 1,0 мм и 30% мелкой <0,2 мм. При применении данного состава получаемый огнеупорный материал, обладает следующими свойствами: плотность 1900–2003 кг/м³; открытая пористость 27–30 %; предел прочности при сжатии 11 МПа (сырая) и 37–57 МПа (после обжига при 1300 °С); водопоглощение 13–15,5 %, усадка 0–2,5 % при температуре обжига 1300 °С.

Разработанный состав можно применять для изготовления крупногабаритных огнеупорных изделий и изделий сложной конфигурации, при футеровке и ремонте тепловых агрегатов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Щербакова, Н.Н. Производство крупногабаритных изделий из огнеупорных бетонов на ОАО «Семилукский огнеупорный завод» / Н.Н. Щербакова, Г.С. Россихина, И.В. Мурзин. – Огнеупоры и техническая керамика, 2007. – №12. – С. 39-40.
2. Кашеев, И.Д. Разработка огнеупорных бетонов алюмосиликатного и глиноземистого составов для тепловых агрегатов черной металлургии / И.Д. Кашеев, С.А. Поморцев, А.А. Ряплова. – Новые огнеупоры, 2014. – №17. – С. 15-17.
3. Соков, В.Н. Термостойкий корундовый бетон, армированный волокнами алюминия, синтезируемыми в матрице при обжиге. Часть 3. Выбор рациональных компонентов для получения корундового бетона / В.Н. Соков, С.Д. Сокова. – Новые огнеупоры., № 7, С. 49-51, 2014.
4. Косенко, Н.Ф. Спекание алюмооксидных материалов / Н.Ф. Косенко. – Изв. вузов. Химия и химическая технология, 2011. – Т. 54. – № 8. – С. 3-16.
5. Пивинский, Ю. Е. Огнеупорные бетоны нового поколения. Виброреология. Вибрационные методы уплотнения и формования / Ю.В. Пивинский. – Огнеупоры, 1994. – № 7. – С. 2-11.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МЕДИ И БОРА НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УСТОЙЧИВОСТЬ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА ИЗОТЕРМИЧЕСКИ ЗАКАЛЕННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЧУГУНОВ

Ковалько М.С., Волочко А.Т., Зизико А.В.
 ГНУ «ФТИ НАН Беларуси»
 (kovalko.m@mail.ru)

Изотермическая закалка является наиболее эффективным способом повышения одновременно прочностных и пластических свойств высокопрочных чугунов среди всех известных видов термического упрочнения данного сплава [1]. Такое сочетание свойств в чугуне обеспечивается формированием определенного типа структуры – смеси игольчатого феррита и остаточного аустенита, называемой аусферритом (или безкарбидным бейнитом). Однако процесс получения такого типа структур при охлаждении и последующей изотермической выдержки зачастую тяжело контролируется в силу невысокой устойчивости переохлажденного аустенита в высокопрочных чугунах. Это может приводить к формированию неравномерной структуры в чугунах, особенно в отливках с толщиной минимального сечения более 10 мм, что отражается в значительном снижении механических свойств обрабатываемых изделий [2]. Повысить качество изотермически закаленных чугунов позволяет использование специального легирования такими элементами как Ni, Mo и Cu, которые значительно повышают устойчивость переохлажденного аустенита [3,4]. Комплексное использование данных элементов хоть и является весьма эффективным, но при этом вызывает некоторое удорожание сплава, что приводит к сдерживанию широкого применения в машиностроении различных изделий из изотермически закаленных чугунов. В связи с этим, актуальным является поиск более дешевых сочетаний легирующих элементов, который позволит стабильно получать аусферритные структуры в высокопрочном чугуне. Перспективным в этом случае может стать и ввод микролегирующих добавок – к примеру В, который используется при производстве специальных сталей для замены более дорогостоящих элементов [5].

Для оценки эффективности использования комплексного легирования и микролегирования в данной работе были изучены чугуны, содержащие различные концентрации Cu (как наиболее дешевого из используемых легирующих элементов), а также Cu с микродобавками В. Из разных работ [6,7] известно, что уменьшение концентрации Cu до 0,3 % снижает эффект композиционного упрочнения аусферрита, а повышение ее содержания до 1,2 % не приводит к значительному повышению механических свойств чугуна. В проведенных исследованиях [8,9], установлено, что оптимальная концентрация В в изотермически закаленном чугуне составляет 0,015-0,02 %.

В этой связи, содержание Cu в экспериментальных образцах из высокопрочного чугуна изменялось от 0,4 до 1,2 %, а содержание В находилось в пределах 0,02 %. Химический состав исследуемых материалов приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых составов высокопрочных чугунов

Образец №	Массовая доля элементов, %						
	C	Si	Mn	S	P	Cu	B
1	3,18	3,21	0,56	0,011	0,023	-	-
2	3,13	3,10	0,55	0,010	0,024	0,4	-
3	3,15	3,11	0,56	0,011	0,021	0,8	-
4	3,14	3,21	0,58	0,010	0,022	1,2	-
5	3,12	3,11	0,55	0,012	0,025	0,4	0,02
6	3,13	3,12	0,57	0,013	0,022	0,8	0,018
7	3,14	3,22	0,58	0,013	0,023	1,2	0,016

Изучение устойчивости переохлажденного аустенита в различных составах высокопрочных чугунов проводилось структурным методом. Изотермический распад аустенита изучался при следующих температурах: 650, 600, 550, 450, 400 и 350°C, время выдержки при данных температурах варьировалось от 2 с до 10 мин. Для различия в структуре мартенсита и аусферрита изначально для каждого состава чугуна проводилась закалка в воду и закалка в расплав соли при 350°C для получения в структуре четких игл мартенсита и феррита. Морфология данных структур во всех составах имеет схожие различия, так на рисунке 1 представлены разновидности на примере состава №4.

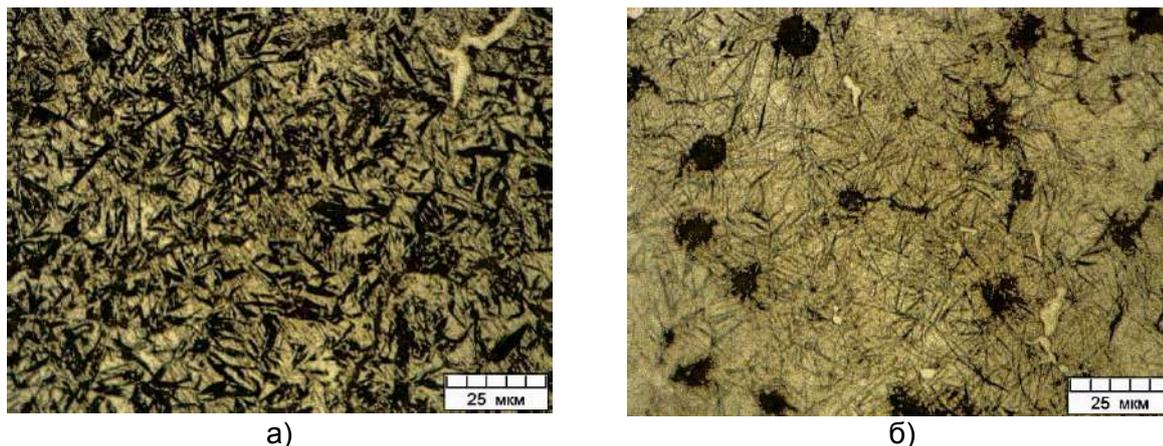


Рисунок 1 – Сравнение морфологии мартенситной (а) и (б) аусферритной структуры, $\times 1000$

Из представленных микроструктур на рисунке 1 можно заметить, что иглы мартенсита имеют ярко выраженный темный оттенок (из-за перенасыщенности углеродом) и большую толщину, тогда как иглы феррита в аусферрите более тонкие, а из-за наличия гораздо большего количества остаточного аустенита в аусферрите в этом случае присутствует больше светлого фона.

В результате проведенных структурных исследований изучаемых составов высокопрочных чугунов были построены кривые заметного начала распада аустенита при различных температурах, представленные на рисунке 2.

Построенные кривые начала изотермического превращения показывают, что добавки 0,4 % Si (кривая 2) способствуют увеличению минимальной устойчивости переохлажденного аустенита с 1,5 до 7 секунд в области перлитного превращения и с 2 до 8 секунд в области промежуточного превращения. Постепенное повышение содержания Si до 1,2 % (кривая 4) позволяет повысить устойчивость аустенита до 80 и 60 секунд в перлитной и промежуточной областях соответственно.

Комплексное легирование Si и B позволяет значительно повышать минимальную устойчивость переохлажденного аустенита. Так, добавка 0,016 % B (кривая 7) повышает минимальные устойчивости с 80 до 120 секунд и с 60 до 100 секунд в перлитной и промежуточной областях соответственно в сравнении с чугуном, легированным только Si.

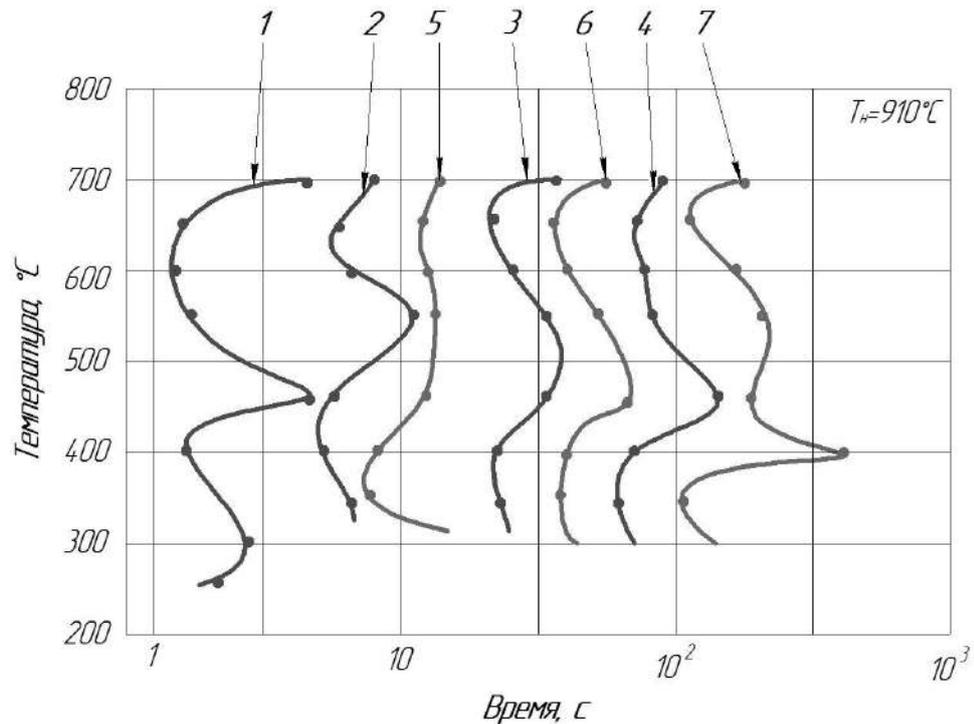


Рисунок 2 – Кривые начала изотермического распада переохлажденного аустенита в чугунах различных составов: 1 – без л.э.; 2 – 0,4 % Cu; 3 – 0,8 % Cu; 4 – 1,2 % Cu; 5 – 0,4 % Cu и 0,02 % В; 6 – 0,8 % Cu и 0,018 % В; 7 – 1,2 % Cu и 0,016 % В

Построенные кривые начала изотермического распада аустенита при охлаждении указывают на значительное повышение минимальной устойчивости аустенита при различных концентрациях Cu, а также при комплексных добавках Cu и В. Использование микродобавок В в этих случаях позволяет заменять более дорогие легирующие элементы (Ni, Mo), а также уменьшать концентрацию Cu в чугуне при сохранении высокого уровня прокаливаемости. Для получения высокого уровня устойчивости переохлажденного аустенита в чугуне при изотермической закалке (в массивных отливках) совместное использование содержания Cu свыше 1 % и добавок В позволяют эффективно повышать прокаливаемость чугуна как области перлитного (до 120 с), так и в области промежуточного превращения (до 100 с).

Таким образом, полученные результаты позволяют разрабатывать эффективные технологии получения изделий высокопрочных чугунов с повышенным уровнем прочностных и пластических свойств при создании новых способов их изотермической закалки.

Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект № Т19М-119).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Чугун: Справ. Изд. / Под ред. А.Д. Шермана и А.А. Жукова. – М.: Металлургия, 1991. – 576 с.
2. Влияние термической обработки на структуру и свойства экономнолегированного высокопрочного чугуна / А. Н. Крутилин [и др.] // Литье и металлургия. – 2008. – №1 (45). – С. 102–108.
3. A. Kowalski, Effect of heat treatment parameters on the formation of ADI microstructure with additions of Ni, Cu, Mo. Academic research paper on "Materials engineering" (2015).

4. S. Aribo. Mechanical and microstructure properties of ADI produced by interrupted cooling in warm water, Annals of faculty engineering Hunedoara – International journal of Engineering. Tome XIV [2016] – Fascicule 1, p. 197–202.

5. Винаров С.М. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугунах и сталях // Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1961. – 459 с. – Пер. с англ.

6. Бобро, Ю.Г. Высокомедистые чугуны с шаровидным графитом / Ю.Г. Бобро, Н.В. Дмитриук, Д.А. Гусачук // Литейное производство. – 1997. – № 7. – С. 9–11.

7. Бобро, Ю.Г. Легированные чугуны / Ю.Г. Бобро. // Металлургия, 1976. – 287с.

8. Guerra L, F.V. Effects of boron addition and austempering time on microstructure, hardness and tensile properties of ductile irons / Materials Science and Engineering: A. – Volume 648, 11 November 2015. – P. 193–201.

9. Peng, Y-C. Effect of boron on the microstructure and mechanical properties of carbide austempered ductile iron / Materials Science and Engineering: A. – Volume 529, 11 November 2011. – P. 321–325

**ВЫСОКОКРЕМНИСТЫЙ РЕЗИСТИВНЫЙ СПЛАВ СИСТЕМЫ
Si–Cr–Co–Y–Nb–CeO₂****Мельник Н.Ю., Зеленин В.А., Волочко А.Т.***Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, г. Минск,
bukato_n@tut.by***Введение.**

Важность разработки резистивных сплавов и технологии изготовления из них мишеней обусловлена значительным влиянием, которое микроэлектроника оказывает на все высокотехнологичные отрасли промышленности. Преимущество именно литых мишеней заключается в однородной мелкодисперсной структуре, низкой пористости, а также в отсутствии нежелательных примесей.

В данной работе применили комплексный подход к разработке нового резистивного сплава, заключающийся, прежде всего, в разработке многокомпонентного сплава эвтектического состава. В качестве основы, как и у известных резистивных сплавов серии РС выбрали высокоомные силициды хрома. Для получения приемлемых значений температурного коэффициента сопротивления пленок в сплав необходимо вводить силициды переходных металлов (Co, Mn, Ni), переход электронов с *d* на *s*-орбитали, у которых компенсирует повышение сопротивления пленок при росте температуры. Повышение долговременной стабильности свойств резистивных пленок можно достичь введением силицидов тугоплавких металлов (Nb, Zr, Mo), обладающих повышенной термодинамической стабильностью в широком диапазоне температур эксплуатации интегральных микросхем. Введение редкоземельных металлов (Y, La и др.) способствует снижению температуры плавления сплава. Кроме того, для повышения удельного сопротивления вводятся оксиды редкоземельных элементов (CeO₂, Y₂O₃). Таким образом для разработки нового резистивного сплава была выбрана система Si–Cr–Co–Y–Nb–CeO₂.

Стремление получить сплав эвтектического состава объясняется тем, что эвтектические сплавы имеют самые низкие температуры плавления в системе и им характерна мелкодисперсная структура разветвленных взаимно вложенных дендритов, что способствует улучшению литейных свойств сплава и повышению трещиностойкости в момент кристаллизации и остывании отливок, а также увеличивается срок эксплуатации мишени.

Также следует отметить, что введение тугоплавкого оксида CeO₂ направлено, с одной стороны, для повышения удельного сопротивления в последующем полученных пленках, с другой – для измельчения кристаллитов кремния в структуре сплава мишени.

В высококремнистых сплавах кристаллиты кремния являются основной и хрупкой фазой, в которой могут зарождаться микротрещины, поэтому необходимо изучить микромеханические характеристики этой фазы в зависимости от скорости охлаждения сплава и присутствия тугоплавкого оксида.

Результаты и их обсуждение

Для расчета эвтектического состава системы Si–Cr–Co–Y–Nb применили поэтапный метод расчета [1]. Согласно [1], пятикомпонентная система была представлена как тройная (CoSi₂–Si)_{эвт} – (NbSi₂–CrSi₂–Si)_{эвт} – (Y₃Si₅–Si)_{эвт}. Исходные данные для расчета и результат указаны в таблице 1. Оксид церия вводился в сплав в качестве модификатора.

Образцы мишеней из разрабатываемого высококремнистого сплава для магнетронной установки были получены методом литья. Плавка шихты проводилась в вакуумной индукционной печи в атмосфере инертного газа (аргона) в графито-шамотном тигле. Заливку расплава осуществляли в форму из холоднотвердеющей смеси (ХТС), а также в графитовую форму в вакуумной камере в среде аргона, скорость охлаждения $u_{охл}$ составила 6 и 20 К/с соответственно. В качестве исходных

материалов для выплавки мишеней использовали поликристаллический кремний марки Кр00 ГОСТ 2169, хром электролитический рафинированный марки ЭРХ-1, лигатуру Co–14масс. % Si, ниобиевую стружку, иттрий высокой чистоты, порошок оксида церияCeO₂.

Таблица 1 – Исходные данные и результат расчета эвтектического состава для системы Si–Cr–Co–Y–Nb

	Состав, ат. %	Состав, масс. %	Температура плавления, °С
Исходные данные			
(CoSi ₂ –Si) _{эвт}	77.4 Co / 22.6Si[2]	38Co / 62Si	1259 [2]
(NbSi ₂ –CrSi ₂ –Si) _{эвт}	14 Cr / 1.5 Nb / 84.5 Si[3]	22.5 Cr / 4.3 Nb / 73.2 Si	1250 рассчитано по [1]
(Y ₃ Si ₅ –Si) _{эвт}	18 Y / 82 Si[2]	41Y/ 59Si	1230 [2]
Результат расчета			
E _v	82 Si / 3.5 Cr / 2.8 Co / 11.3 Y / 0.4 Nb	62.5Si/ 4.9 Cr / 4.4 Co / 27.3 Y / 0.9 Nb	1220

Микроструктура образцов получена на металлографическом комплексе МИКРО-200 (рисунок 1), образцы подвергли травлению реагентом Келлера. Из рисунка видно, что присутствует скелетная структура эвтектики[4], которая возникла в ходе роста ведущей фазы Si в виде разветвляющегося остова, образующего арматуру колонии, а ведомая фаза – хрупкие силициды, заполнили промежутки между ответвлениями и сформировали матрицу колонии. Наиболее однородная структура была характерна для образцов сплава, модифицированных тугоплавким оксидом.

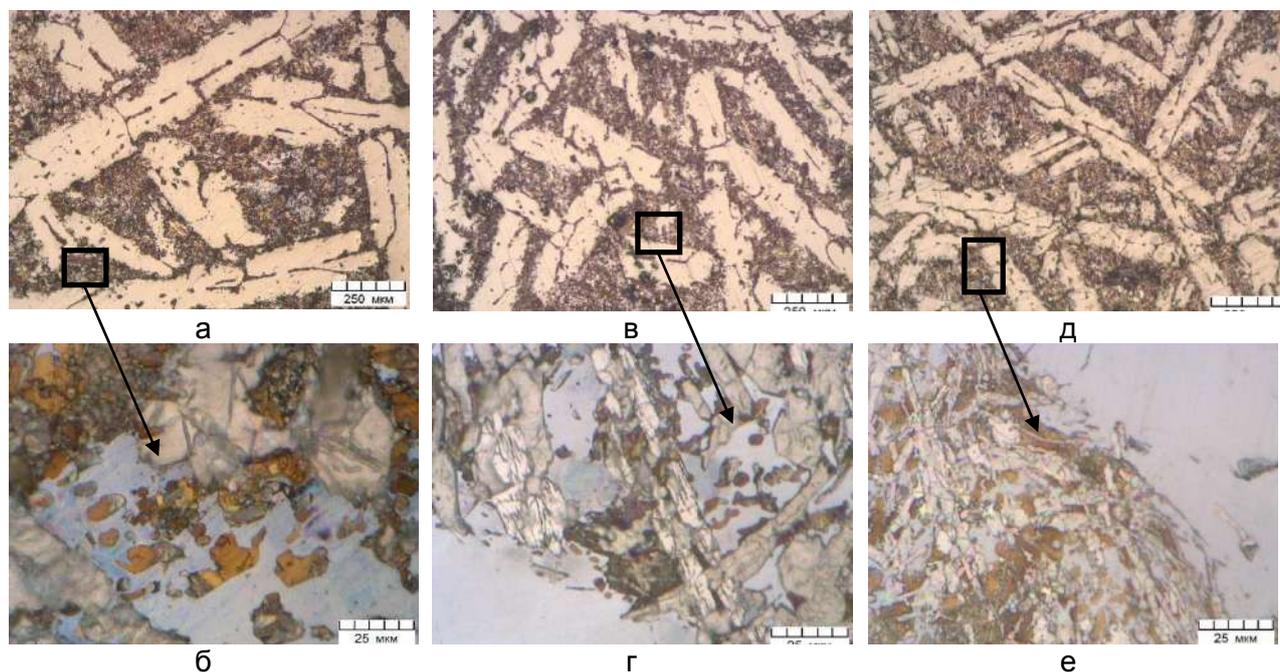


Рисунок 1 – Микроструктура сплава 62,5Si4,9Cr4,4Co27,3Y0,9Nbмасс. %; скорость охлаждения (а, б)– 6 К/с; (в, г)– 6 К/с, с5 масс. % CeO₂, (д, е)– 20 К/с, с 5 масс. % CeO₂

Из рисунка 1 (а, в) видно, что в измельчении структуры сплаваSi–Cr–Co–Y–Nb сыграло важную роль модифицирование порошком тугоплавкого оксидаCeO₂, который дополнительно увеличил количество центров кристаллизации, средний размер зерна уменьшился в 2 раза. С увеличением скорости охлаждения с 6 К/с до 20 К/с, за счет применения форм с большей теплопроводностью, средний размер зерна уменьшился в 1,4 раза (рисунок 1 в, д).

Микромеханические характеристики кристаллитов кремния, а именно, микротвердость HB , микрохрупкость γ и микропрочность δ , определили методом indentирования на микротвердомере ПМТ-3 (рисунок 2), используя следующие формулы [5]:

$$HB = 1854P/d^2 [\text{ГПа}],$$

$$\gamma = (D^2 - d^2) / d^2 [\text{отн.ед.}],$$

$$\delta = 10^3 P/D^2 [\text{ГПа}],$$

где P – нагрузка на индентор Виккерса, Н; d – диагональ отпечатка, мкм; D – зона хрупкой повреждаемости в районе отпечатка, мкм. Микрохрупкость характеризует отношение площади, ограниченной хрупким разрушением вокруг отпечатка, и площади самого отпечатка индентора, т.е. соотношение хрупких и пластических свойств материала. Микропрочность характеризует напряжение, необходимое для образования единицы площади хрупкого разрушения вокруг отпечатка.

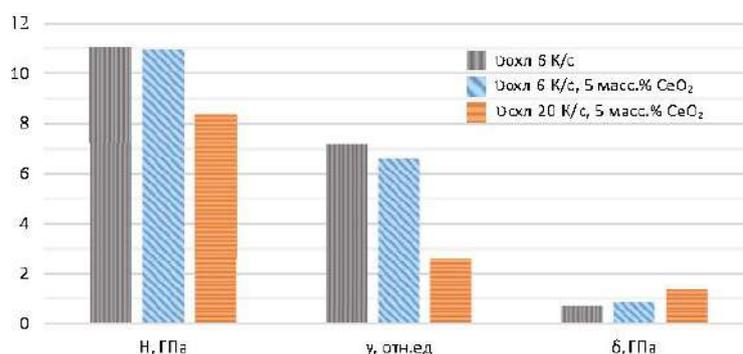


Рисунок 2 – Зависимость микромеханических характеристик от скорости охлаждения $u_{охл}$, и присутствия тугоплавкого оксида

Анализ микромеханических характеристик образцов сплава показал, что при скорости охлаждения 6 К/с присутствие тугоплавкого оксида незначительно влияет на микротвердость кристаллитов кремния. При добавлении CeO_2 микрохрупкость уменьшилась с 7,2 до 6,6 отн.ед., а микропрочность увеличилась с 0,7 до 0,9 ГПа соответственно. Наиболее выраженное влияние на микромеханические характеристики оказывает скорость охлаждения. Так для сплава, полученного при $u_{охл} = 6 \text{ К/с}$ микрохрупкость составила 6,6 отн.ед., а для сплава, полученного при $u_{охл} = 20 \text{ К/с}$ – 2,6 отн.ед.

Таким образом, для разрабатываемого сплава исходя из однородности структуры и микромеханических характеристик наиболее оптимальными условиями получения являются скорость охлаждения 20 К/с и модифицирование 5 масс. % тугоплавким оксидом CeO_2 .

Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ, проект Т19-124.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Крукович, М.Г. Расчет эвтектических концентраций и температуры в двух- и многокомпонентных системах / М.Г. Крукович // *Материаловедение и терм. обработка металлов.* – 2005. – № 10. – С. 9–17.
2. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т. / Под общ. ред. Н.П.Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997.
3. Graz Y., David N., Fiorani J. M., Mathieu S., Coelho G. C., Vilasi M. Experimental study of the solid-liquid phase equilibria at the Si-rich region of the Cr-Nb-Si system. *CALPHAD*, 2017, vol. 56, pp. 154–159. <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2016.10.005>
4. Таран Ю.Н., Мазур В.Н. Структура эвтектических сплавов / Монография. – М.: *Металлургия.* – 1978. – 312 с.
5. Бердииков, В.Ф. Исследование хрупких и прочностных свойств горячепрессованных марганец-цинковых ферритов методом микровдавливания / В.Ф. Бердииков, Н.И. Богомолов [и др.] // *Порошковая металлургия.* 1983. №8. С. 87–91.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ С ВИЗУАЛИЗАЦИЕЙ ОТПЕЧАТКА ИНДЕНТОРА ПРИ ПОМОЩИ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ

Лапицкая В.А., Кузнецова Т.А., Чижик С.А.

*Институт тепло- и массообмена имени А.В. Лыкова НАН Беларуси, Минск,
Республика Беларусь,
vasilinka.92@mail.ru*

Повышение твердости ответственных деталей может приводить к появлению у них отрицательного свойства – низкой трещиностойкости. Контроль трещиностойкости таких материалов, как керамика, кремний, стекло, тонкие твердые покрытия очень важен и актуален для расширения направлений их использования. Количественно трещиностойкость характеризуется критическим коэффициентом интенсивности напряжений K_{Ic} .

Единой методики контроля трещиностойкости для всех материалов не существует. В настоящее время разработано большое количество методов определения трещиностойкости, различающихся как схемами приложения нагрузки (изгиб, кручение, индентирование), так и расчетными формулами. Одним из универсальных методов определения комплекса физико-механических характеристик материала является метод индентирования [1].

В зависимости от вида тестируемого материала – объемный или покрытие, применяются два вида метода индентирования. Для объемных материалов и покрытий толщиной более 1 мкм используется метод индентирования внедрением пирамиды Виккерса в поверхность с последующим измерением диагоналей отпечатка и длины трещин у отпечатков, а также определением вида формирующихся трещин (метод Виккерса). Для покрытий толщиной менее 1 мкм используется метод наноиндентирования, который базируется на внедрении пирамиды Берковича, энергетической модели расчета. Каждый из методов имеет свои особенности [2-5].

Метод Виккерса. При данном методе индентирования выбор правильного подхода и формулы расчета K_{Ic} зависит от вида формирующихся трещин и отношения длины трещины s , измеренной из центра отпечатка, к длине полудиagonали отпечатка a . Выбор формулы расчета для данного метода зависит от отношения s/a и подробно описан в работах [1] и [6].

Метод наноиндентирования. При проведении индентирования в течение всего измерения фиксируются значения испытательной нагрузки P и соответствующей глубины индентирования h . В результате получают данные по прикладываемой нагрузке и соответствующей глубине индентирования в виде функции зависимости $P = f(h)$ или кривые нагрузки-разгрузки (рис. 1, а). Общая механическая работа $W_{общ}$, совершенная при индентировании, состоит из пластической $W_{пласт}$ и упругой $W_{упруг}$ деформаций (рис. 1, а). Это идеальный случай. В реальности в состав общей механической работы входит энергия теплового рассеяния $W_{тепл}$ в момент индентирования и энергия ползучести материала $W_{полз}$. При образовании трещины во время индентирования некоторая часть общей механической работы затрачивается на формирование трещины $U_{трещ}$ и происходит растрескивание покрытия. При этом на кривой нагрузки-разгрузки появляется «полочка» (рис. 1, б). Достроив на «полочке» треугольник и определив его площадь, можно определить энергию, затрачиваемую на образование трещины в покрытии $U_{трещ}$ [2].

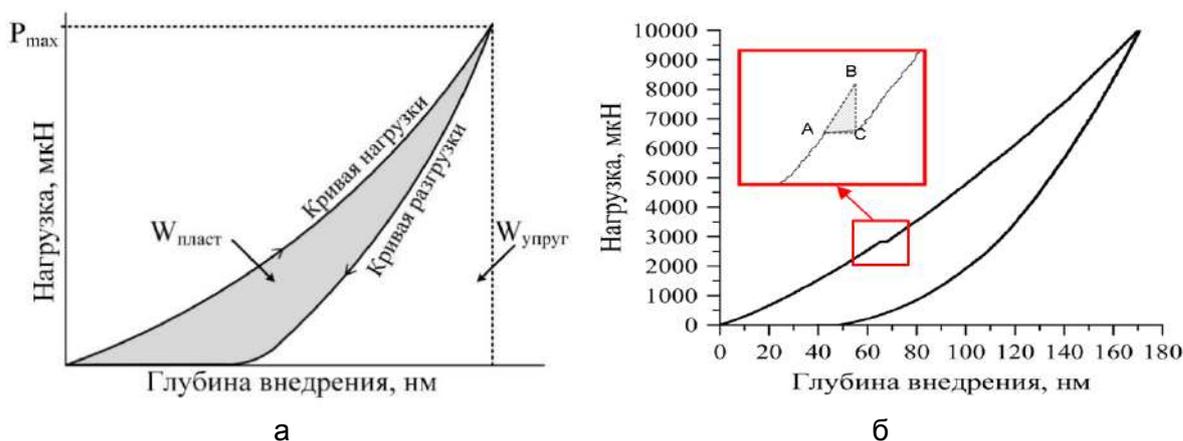


Рисунок 1 - Кривая «подвода-отвода» (а) и вид «полочки» на кривой нагрузки-разгрузки (б)

При определении трещиностойкости таким методом в покрытии возможно два типа образующихся трещин [3-5]: трещины, образующиеся из центра отпечатка и распространяющиеся вдоль диагоналей отпечатка (при «твердой подложке»); трещины, образующиеся вдоль граней отпечатка (при «мягкой подложке»). Тип формирующихся трещин определяет выбор формулы для расчета критического коэффициента интенсивности напряжений [2].

Традиционно для контроля вида отпечатков и количественной оценки длины трещин используется оптическая микроскопия, а в редких случаях сканирующая электронная микроскопия. Перспективным методом для точного определения параметров отпечатка индентора и определения типа трещин на поверхности материала является атомно-силовая микроскопия (АСМ) [7,8]. Метод АСМ позволяет выявить особенности деформации и разрушения материала по топографии поверхности с точностью до единиц нм [9,10]. При малых нагрузках (менее 1 Н), часто применяемых для тонких покрытий, погрешность определения длины трещин и параметров отпечатка индентора оптическим методом по сравнению с АСМ достигает 30% (из которых 20% – это определение длины трещины, а 10% – определение длины по диагонали отпечатка).

В данной работе приводятся результаты исследования и применения двух перечисленных методик расчета трещиностойкости как для объемных материалов – керамики SiC, стекла, так и для покрытий – толщиной более 1 мкм и менее 1 мкм.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта на выполнение НИР докторантами, аспирантами и соискателями Национальной академии наук Беларуси.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. В.А. Лапицкая, Т.А. Кузнецова, С.А. Чижик, П.С. Гринчук. Методолог. аспекты скан. зонд. микроскопии: сб. докл. XIII Междунар. конф., Минск, 16–19 окт. 2018. Минск: Беларуская навука, 2018. С. 260–265.
2. J. J. Chen. Phys. D: Appl. Phys., Vol. 45 203001(2012).
3. J. J. Chen. Phys. D: Appl. Phys., Vol. 40 P. 5401–5417(2007).
4. J. Malzbender. Surface and Coatings Technology, Vol. 135, P.60-68(2000).
5. K. I. Schiffmann. Philosophical Magazine, Vol. 91, Nos. 7–9, P.1163–1178 (2011).
6. В.А. Лапицкая, Т.А. Кузнецова, С.А. Чижик, А.И. Комаров, Ю.И. Фролов, А.С. Романюк Журнал технической физики. 2019. №12. – С.1699-1704.
7. В.В. Углов, В.М. Анищик, А.К. Кулешов, И. Поло, Ф. Тьери, Ж. Пельете, Т.А. Кузнецова, М.П. Самцов, С.Н. Дуб, М.В. Новицкая. Перспект. матер. 2003. № 6. С. 5-11.
8. Т.А. Kuznetsova, V.A. Lapitskaya, B. Warcholinski, A. Gilewicz, A.V. Shabliuk, S.A.Chizhik, IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series 1281 (2019) 012046.
9. O.O. Shcherbakova, T.I. Muravyeva, D.L. Zagorskiy, I.V. Shkalei, V.A. Lapitskaya, T.A. Kuznetsova, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 699 (2019) 012048.
10. Т.А. Kuznetsova, V.A. Lapitskaya, S.A. Chizhik, V.V. Uglov, V.I. Shymanski, N.T. Kvasov, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 443 (2018) 012018.

ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ VN НАНОИНДЕНТИРОВАНИЕМ

Хабарова А.В.¹, Кузнецова Т.А.¹, Лапицкая В.А.¹, Куприн А.С.², Чижик С.А.¹
¹*Институт тепло- и массообмена имени А.В. Лыкова НАН Беларуси, Беларусь*
²*ИИЦ Харьковский физико-технический институт НАН Украины, Украина*
av.khabarova@mail.ru

Покрытия из нитридов переходных металлов широко используются в промышленности для увеличения эксплуатационного срока деталей из-за их особых свойств, таких как высокая твердость, низкий износ, высокая теплопроводность и химическая инертность [1-4]. Среди таких покрытий в недостаточной мере изучен нитрид ванадия (VN), который применяют как диффузионный барьер в микроэлектронных устройствах, износостойкие покрытия на режущих инструментах и защитные покрытия на хирургическом оборудовании.

В последнее время сухая резка без использования смазки стала важной темой исследований из-за проблемы защиты окружающей среды. Поскольку покрытия на режущих инструментах обычно подвергаются термическому разложению при износе, требуются высококачественные и самосмазывающиеся покрытия. Среди вариантов нитридов переходных металлов VN является одним из перспективных материалов для защитного покрытия на режущих инструментах благодаря образованию оксидных фаз Магнели при высокой температуре [5]. В нескольких исследованиях [6-8] сообщалось, что фазы Магнели в VN покрытиях образовывались и эффективно снижали коэффициент трения при повышении температуры испытаний до 700 °С во время износа. Отсюда покрытия VN перспективны с точки зрения разнообразия фазового состава поверхностных слоев, влияющих на коэффициент трения. При этом в условиях динамического нагружения важны и механические свойства всего слоя покрытия, его ударная вязкость, упругость, микротвердость и пластичность [9].

Целью работы является количественная оценка механических свойств износостойких покрытий VN, нанесенных при изменении давления азота в камере и анализ морфологии поверхности данных покрытий методом атомно-силовой микроскопии.

Износостойкие покрытия VN наносились вакуумно-дуговым осаждением на полированные подложки из быстрорежущей стали Р6М5 при изменении давления азота в камере (от 0,5 до 3 Па). Метод широко используется для нанесения металлических, керамических и композитных плёнок на различные изделия.

Исследования морфологии покрытий (рис. 1) проводились на атомно-силовом микроскопе Dimension FastScan (Bruker, США) в режиме PeakForce QNM с использованием кремниевых кантилеверов MPP-12120-10 (Bruker, США): радиус закругления острия 10 нм, жесткость консоли 4,8 Н/м. Установлено, что с увеличением давления азота в камере ячеистая структура изменяется на структуру с зернами.

Оценку механических свойств, таких как модуль упругости, микротвердость, индекс пластичности (табл. 1), покрытий проводили методом наноиндентирования путем внедрения алмазной пирамиды Берковича с непрерывной регистрацией деформационных кривых на наноинденторе 750 Ubi (Hysitron, США). Радиус кривизны острия алмазного индентора около 150 нм. На каждом образце выполняли по 9 индентирований с постоянной нагрузкой 5000 мкН.

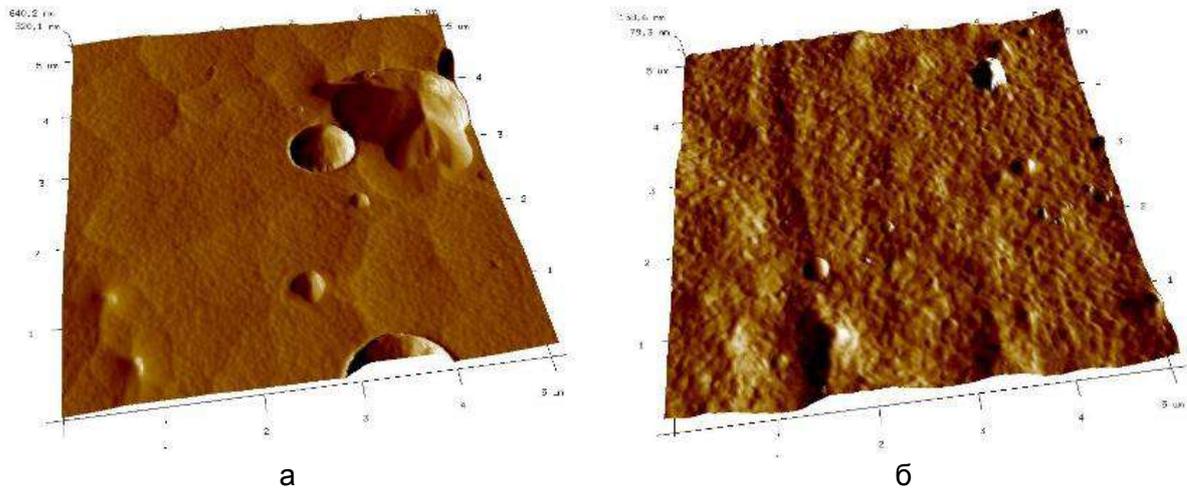


Рисунок 1 - Морфология поверхности износостойких покрытий VN, нанесенных при изменении давления азота в камере, поле 5x5 мкм: а – $P_{N_2}=0,5$ Па, б – $P_{N_2}= 3$ Па

Также были определены коэффициенты H/E и H^3/E^2 (табл. 1). Более высокое значение коэффициента H/E или индекса пластичности показывает лучшую стойкость покрытия к пластической деформации. Коэффициент H^3/E^2 позволяет оценить способность материала рассеивать энергию при пластической деформации во время нагружения.

Таблица 1 – Количественное определение механических характеристик покрытий VN

P_{N_2} , Па	E , ГПа	H , ГПа	η_{plast} , %	H/E	H^3/E^2
0,5	389 ± 44	$41,4 \pm 6,2$	27,2	0,11	0,47
0,8	401 ± 43	$26,0 \pm 3,8$	23,9	0,06	0,11
1,5	332 ± 57	$26,2 \pm 9,5$	44,5	0,08	0,16
3	327 ± 24	$20,8 \pm 1,7$	53,5	0,06	0,08

В результате выполнения исследований установлено, что с увеличением давления азота в камере микротвердость снижается с 41,4 до 6,2 ГПа, а модуль упругости – с 401 до 327 ГПа (рис. 2) по степенной зависимости.

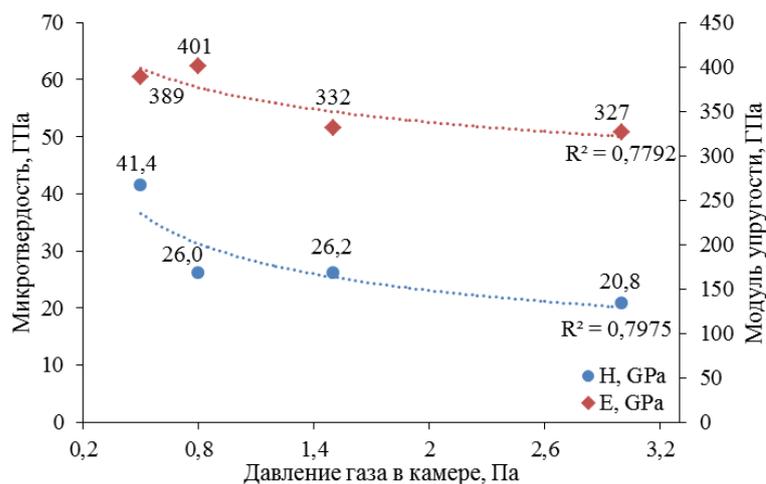


Рисунок 2 - Зависимость микротвердости и модуля упругости износостойких покрытий VN от изменения давления азота в камере

Максимальная пластическая деформация $\eta_{plast} = 53,5\%$ получена у образца, нанесенного при давлении азота в камере $P_{N_2} = 3$ Па (рис. 3). Наилучшие значения индекса пластичности $H/E = 0,11$ и коэффициента $H^3/E^2 = 0,47$ были получены у покрытия, нанесенного при давлении азота в камере $P_{N_2} = 0,5$ Па.

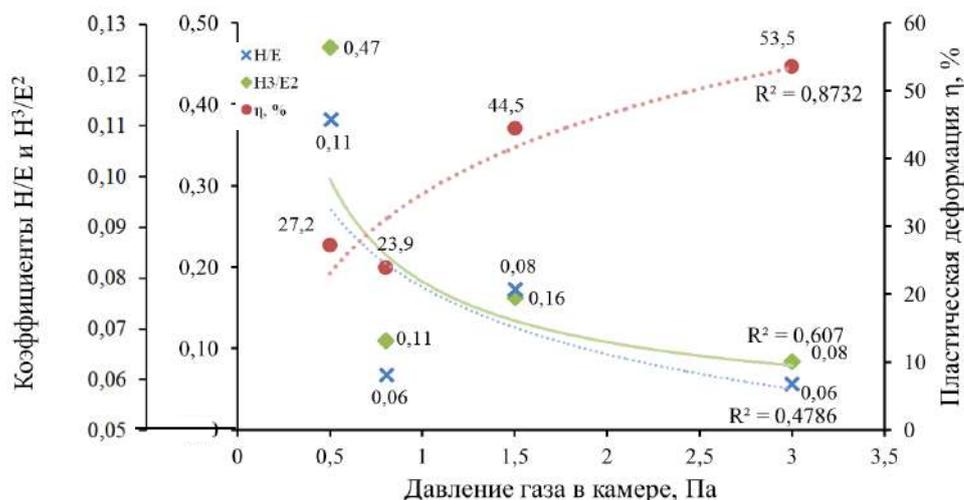


Рисунок 3 - Зависимость пластической деформации, коэффициентов H/E и H^3/E^2 износостойких покрытий VN от изменения давления азота в камере

Установлено, что наилучшими механическими свойствами обладает покрытие VN, нанесенное при давлении азота в камере 0,5 Па. Более высокие микротвердость, стойкость к упругой и пластической деформации покрытий VN, нанесенных при данном значении давления азота в камере, объясняется меньшим размером зерен в покрытиях, подчиняющихся прямому соотношению Холла-Петча.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. WarcholinskiB., GilewiczA., KuznetsovaT.A., ZubarT.I., LapitskayaV.A. etal. // JournalofMaterialsEngineeringandPerformance. 2018. V. 27. № 8. P. 3940-3950.
2. WarcholinskiB., GilewiczA., KuprinA.S., TolmachovaG.N., OvcharenkoV.D., KuznetsovaT.A., ZubarT.I., KhudoleyA.L., ChizhikS.A. // Vacuum. 2018. V. 156. P. 97-107.
3. Кузнецова Т.А., Андреев М.А., Маркова Л.В., Чижик С.А. // Трение и износ. 2007. Т. 28. № 3. С. 276-281.
4. KuprinA.S., KuznetsovaT.A., GilewiczA., TolmachovaG.N., OvcharenkoV.D., AbetkovskaiaS.O., ZubarT.I., KhudoleyA.L., ChizhikS.A., LupickaO., WarcholinskiB. // Вопросы атомной науки и техники. 2016. Т. 6. № 106. С. 211.
5. MagnéliA. // Acta Crystallogr. 1953. V.6.P.495–500.
6. GassnerG., MayrhoferP.H., KutschejK., MittererC., KathreinM. // Tribol. Lett. 2004. V.17, № 4 P.751–755.
7. FranzR., NeidhardtJ., SartoryB., KaindlR., TessadriR., PolcikP., DerflingerV.H., Mitterer C. // Tribol. Lett. 2006. V.23, №2.P.101–107.
8. MayhoferP.H., FischerF.D., BöhmH.J., MittererC., SchneiderJ.M. // Acta Mater. 2007. V.55.P.1441–1446.
9. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М.. – Москва: Металлургия, 1986. – 312 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АУСТЕНИТНЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ

Капуткин Д. Е.¹, Смарыгина И. В.², Капуткина Л. М.², Свяжин А. Г.²,
Киндоп В. Э.², Бычкова А. В.²

¹ МГТУ ГА,

² НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

kaputkina@mail.ru

Введение. Легирование азотом аустенитных коррозионностойких сталей сопровождается не только существенным повышением их прочности, но и при определенных условиях повышением сопротивления коррозии. Наибольший эффект наблюдается в случаях, когда азот находится в твердом растворе (аустените). Это достаточно просто реализуется за счёт выбора режимов термической и термомеханической обработок, если содержание азота в стали отвечает равновесному при выплавке, разливке и не превышает его растворимости в аустените. Традиционная закалка (обработка на твердый раствор в цикле ТМО или в качестве заключительной операции) обеспечит отсутствие выделений крупных нитридов, ухудшающих сопротивление общей и особенно различных видов локальной коррозии.

Ограничением для широкого применения азотистых сталей часто является недостаточная изученность их поведения в сварных соединениях, возможности использования обычных видов сварки.

Существуют различные методики сварки металлов. Перспективной и динамично развивающейся технологией является лазерная сварка. К ее преимуществам можно отнести бесконтактность, возможность обработки сложных геометрических поверхностей, возможность варьирования размеров области воздействия. Можно достигнуть сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения, а также высокой степени локализации воздействия.

Эффективность и удобство использования лазера при сварке очевидны. Существует возможность регулирования подаваемой энергии в широком диапазоне, что позволяет производить сварку широкого спектра материалов и получать высококачественные сварные соединения. Существующие методы управления лазерным лучом позволяют достигать труднодоступных мест и участков.

Целью настоящей работы было исследование структуры и свойств сварных соединений аустенитных азотсодержащих хромоникельмарганцовистых коррозионностойких сталей, полученных методом аргонодуговой и лазерной сварки.

Материалы и методики исследования. Сварные соединения получали сваркой встык горячекатаных (по схеме ТМО) стальных листов разной толщины: 3; 4; 13 и 23 мм из сталей X22H17AG7, X19Г10Н6АМ2, X19Г10Н6АМ2Д2 и X18АН10. Содержание азота в сталях отвечало его равновесной концентрации в аустените.

На каждом этапе цикла получения готового проката разной толщины и сварных соединений (СС) были исследованы структура и свойства основного металла (ОМ) и сварных швов (СШ) с применением следующих методик: световая микроскопия (размер зерен, наличие пор, протяженность различных зон СШ); твердость HV (уровень, распределение по СШ); рентгеноструктурный анализ (периоды решетки аустенита ОМ и СШ); магнитометрический фазовый анализ; механические испытания на растяжение при температурах минус 163 °С, минус 70 °С, 20 °С (ОМ и СС); на загиб (СС); ударную вязкость KCU^{20°C} и KCU^{-163°C} (ОМ и СС); фрактографический анализ изломов, а также для новых разработанных сталей X19Г10Н6АМ2, X19Г10Н6АМ2Д2 испытания на коррозионную стойкость (МКК, общую и питтинговую коррозию в различных средах, КРН).

Кроме того, была проверена термическая стабильность структуры и свойств ОМ и СС при термоциклировании в интервале температур от 20 °С – минус 196 °С.

В рамках этой работы проведено экспериментальное исследование свариваемости листов толщиной 3 мм конкретно новых разработанных сталей 1А и 2А,

а также компьютерное моделирование особенностей прогрева при лазерной двухсторонней сварке листов разной толщины (3 и 13 мм).

Длительное пребывание обрабатываемого материала или его части при высоких температурах может запускать процессы изменения структурного состояния. На структурное состояние материала большое влияние оказывает скорость охлаждения. При высоких скоростях охлаждения возможна закалка материала, лазерная аморфизация поверхности. Особенность лазерного излучения позволяет подбирать и комбинировать различные тепловые режимы, добиваясь оптимальных условий обработки и избирательного воздействия излучения на материал.

Для расчета использовали компьютерную модель, в качестве физических характеристик взяты определенные для стали X19Г10Н6АМ2: $T_{пл} = 1683$ К – температура плавления, $T_{сол} = 1623$ К – температура начала плавления, плотность стали $\rho = 7815 \pm 20$ кг/м³. Коэффициент термического расширения (в интервале 20–1200 °С) $\alpha_T = (36 \pm 1) \times 10^{-6}$ К⁻¹. Теплоемкость $C_p = 590 \pm 20$ Дж/кг·К. Температуропроводность в интервале 25–100 °С – 12 мм²/с.

В модель были заложены следующие геометрические параметры образцов: линейные размеры образца (стальной лист): 3,0×125×250 мм, включая специальную форму в области стыка образцов, для облегчения последующей сварки. Для того чтобы получаемые в модели данные могли быть использованы на стальных листах с большими линейными размерами, например, 3,0×1250×2500 мм в модели предусмотрена возможность определять теплоотвод от границ образцов.

В качестве источника излучения взят оптический квантовый генератор – волоконный лазер фирмы IPG, мощностью 2,2 кВт. Указанная мощность лазера используется в модели как выходная мощность. Для защиты от окружающей среды используется газ – аргон. Диаметр луча 0,3 мм, фокусное расстояние линзы 200 мм, но фокус приподнят над обрабатываемой поверхностью на 3 мм. Лазерная обработка проводится в два этапа: обработка верхнего и нижнего стыка. Площади воздействия лазерного пучка – $0,071 \cdot 10^{-6}$ м². Длина шва 125 мм, скорость обработки 1,9 м/мин, соответственно время одного прохода шва составляет 3,91 с, отсюда время обработки облучаемого лазером участка стыка – 0,01 с.

В результате моделирования получены распределения изотерм во времени при нагреве и охлаждении по толщине свариваемых листов, оценена величина зон термического влияния. Показано, что для качественной лазерной сварки листов толщиной более 4 мм желателен предварительный подогрев свариваемого участка.

Результаты и их обсуждение. Экспериментальные оценки ширины зоны сварного шва при лазерной сварке по микроструктуре дают величины 300 ÷ 800 мкм. Визуально при увеличении ×500 дефектов сварки типа несплошностей не наблюдается. Структура сварного шва однородная, мелкозернистая.

Сварной шов имеет, естественно, литую структуру с узкой пристеночной зоной равноосных кристаллов и симметричную зону столбчатых кристаллов (транскристаллизация), состыкованных в осевой части шва. Структурно явно выраженной зоны термического влияния (ЗТВ) не выявлено. Возможно, зона равноосных кристаллов включает в себя и ЗТВ. Это обусловлено тем, что высокие скорости локального лазерного нагрева (10^5 – 10^6 °/с) и также высокие скорости охлаждения за счет интенсивного направленного теплоотвода в основной металл определили весьма малый ~1–5 мкм размер мелких равноосных зерен и толщину столбчатых кристаллов, которая составляет тот же порядок величин. Скорость охлаждения при кристаллизации, судя по этим параметрам, составляла $\sim 10^3$ – 10^4 °/с.

Твердость основного металла, как правило, на 20–30 единиц HV₅ выше твердости сварного шва. Результаты рентгеноструктурного анализа, выполненного при съемке узким пучком, состояния основного металла и сварного шва показали, что составы во всех случаях лазерной сварки близки ($a_v^{ом} \approx a_v^{сс}$), других фаз не обнаружено, металл сварных соединений (и основного металла и сварного соединения) был также немагнитным. Ширина дифракционных линий, $B_{нкл}$, полученных от сварного шва, меньше, чем для исходного горячекатаного листа основного металла, что говорит о том, что металл сварного шва имеет меньшую плотность дефектов

кристаллической решетки (дислокаций), что и определило меньшую твердость HV. Высокая прочность сварного шва обусловлена собственно мелким зерном.

Сварные соединения, полученные на листовом прокате толщиной 3 и 4 мм показали, что оба метода могут быть применимы для сварки высокопрочных, в том числе высокоазотистых коррозионностойких криогенных сталей. Уровень свойств сварных соединений по прочности σ_b находится в интервале 0,80–0,96 от σ_b основного металла, причем достигнутый уровень σ_b сварных соединений при лазерной сварке мало отличается от σ_b основного металла: отношение $\sigma_b^{CC} / \sigma_b^{OM}$ находилось в пределах 0,87–0,98 для всех сварных соединений.

Пластичность металла была достаточно высокой. Работоспособность сварных соединений подтверждается также испытанием образцов на загиб. Деформация и разрушение сварных соединений происходят плавно, без резких спадов нагрузки.

При разрушении по шву сварной шов деформируется до ~10 % равномерно, одинаково с основным металлом вплоть до образования шейки по месту сварного шва.

Испытания на растяжение при отрицательных температурах (-70 °С, -163 °С), показали с одной стороны естественное увеличение значений прочности σ_b , а с другой стороны, что более важно для оценки работоспособности сварных соединений, полученных лазерной сваркой, в ряде случаев $\sigma_b^{CC} / \sigma_b^{OM}$ близко и даже больше 1, т.е. сварной шов прочнее основного металла. Безусловно, это связано с получением мелкого и однородного зерна, малой шириной сварного шва и зоны термического влияния.

Испытания на МКК, общую и питтинговую коррозию в морской воде, КРН показали также равную стойкость сварных швов и основного металла.

Структура, фазовый состав и механические свойства сварных соединений, полученных лазерной сваркой, новых разработанных сталей X19Г10Н6АМ2, X19Г10Н6АМ2Д2 сохранились после термоциклирования до 1000 циклов в интервале температур 20 °С – минус 196 °С.

Заключение. Высокопрочные азотсодержащие аустенитные коррозионностойкие стали могут рассматриваться как перспективный конструкционный материал. Содержание азота, отвечающее его равновесной концентрации в аустените, обеспечивает большую технологичность стали при выплавке, обработке, получении сварных соединений со свойствами, близкими к основному металлу. Лазерная сварка проката таких сталей небольших толщин более эффективна.

ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ.

Кадомцев А.Г.¹, Бетехтин В.И.¹, Нарыкова М.В.¹, Колобов Ю.Р.²,
Токмачева-Колобова А.Ю.^{2,3}

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

²Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

³Национальный исследовательский технологический университет "МИСИС", Москва
Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Одним из основных структурных факторов, определяющих высокие механические свойства ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов, является размер зерен. Стабилизация этого нано- или микрокристаллического размера при длительном температурном и механическом воздействии (ползучесть, усталость) является актуальной научной и практической задачей современного материаловедения. Известно, что в процессе ползучести при повышенных температурах может наблюдаться рекристаллизационный рост зерен, ведущий к резкому снижению долговечности (работоспособности) УМЗ металлов. В данной работе был выявлен температурный интервал, в котором в процессе испытания в режиме ползучести размер зерен практически не меняется.

Известно, что начиная с некоторых температур в ультрамелкозернистом (УМЗ) титане начинается процесс укрупнения зерен и, соответственно, меняются механические характеристики. Нами была поставлена задача провести высокотемпературные испытания на ползучесть в таком температурно-силовом диапазоне, где процессом рекристаллизации зерен можно было пренебречь. Образцы для исследования изготавливали из прутков сплава ВТ1-0 диаметром 8 мм, полученных по технологии с использованием продольной и поперечно-винтовой прокатки [1], которые подвергали финишному отжигу при температуре 673 К в течение 3 ч для снятия внутренних напряжений первого рода. Размер зерен для УМЗ состояния составлял (193 ± 11) нм, для рекристаллизованного крупнозернистого (КЗ) 2,35 мкм. На рис. 1 приведена микроструктура УМЗ состояния сплава ВТ1-0 и гистограмма распределения зерен по размерам. Для определения температурных режимов испытания титана ВТ1-0 были дополнительно проведены детальные исследования устойчивости структуры материала при нагреве в интервале температур 150-700°C длительностью от 1 до 1000 часов. На рис. 2 представлена зависимость среднего размера зерна от температуры отжига для ВТ1-0 (УМЗ). Фазовый состав в УМЗ состоянии и после всех отжигов представлен одной фазой – α -титан.

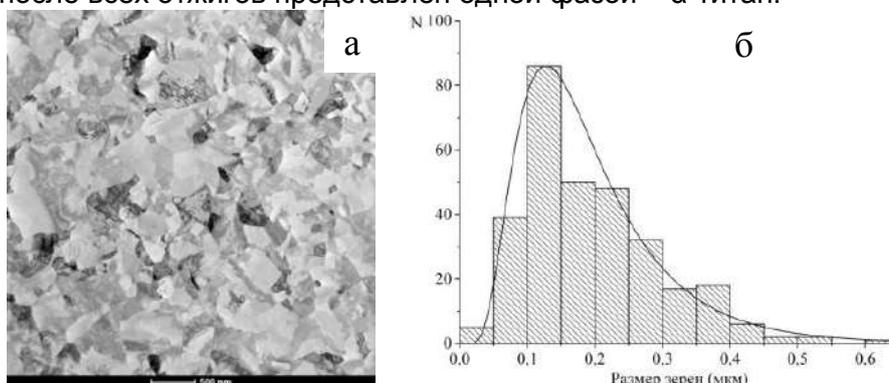


Рисунок 1 - Микроструктура УМЗ состояния сплава ВТ1-0 (а) и гистограмма распределения зерен по размерам (б). Просвечивающая растровая электронная микроскопия

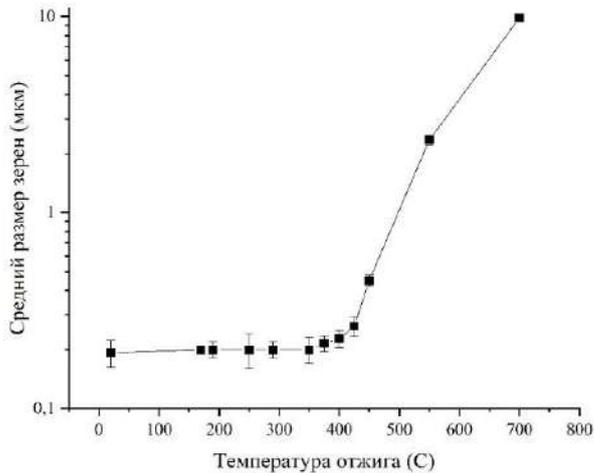


Рисунок 2 - Влияние температуры отжига на средний размер зерна УМЗ титана ВТ1-0

С увеличением температуры и длительности отжигов в УМЗ ВТ1-0 существует тенденция снижения уровня микронапряжений. Установлено, что в исходном состоянии после прокатки и отжига 350°C, 3 ч в материале присутствует неярко выраженная текстура - наблюдается преимущественная ориентировка зерен в плоскости (100). Небольшое снижение уровня внутренних напряжений, обнаруживаемое по данным рентгеноструктурных исследований, по-видимому, связано с уменьшением локальных микронапряжений на

границах зерен. Последнее обнаруживается по изменению контраста границ зерен после длительных отжигов. Время испытания варьировалось от нескольких секунд до нескольких суток. На рис. 3 приведены характерные кривые ползучести для КЗ (а) и УМЗ (б) состояний ВТ1-0. Обработка полученных данных позволила получить значения энергии активации процесса разрушения как для КЗ, так и для УМЗ. Оказалось, что эти энергии существенно различны: для КЗ состояния - ≈ 80 kcal/mol, а для УМЗ - ≈ 50 kcal/mol, то есть энергия активации процесса разрушения УМЗ титана ниже, чем у КЗ.

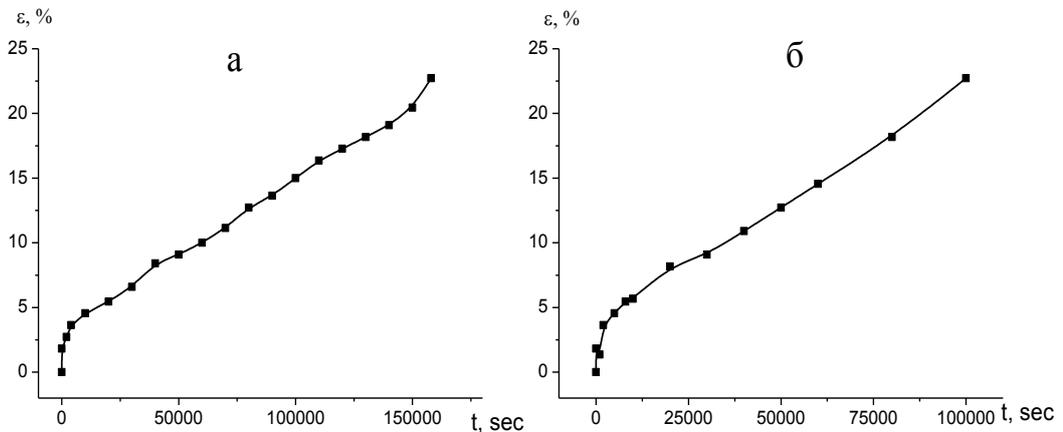


Рисунок 3 - Кривые ползучести ВТ1-0: (а) – КЗ состояние, 350°C, $\sigma=209$ МПа; (б) – СМК состояние, 350°C, $\sigma=279$ МПа

Установлено, что в условиях ползучести при 350 °С в течение 44 часов исходного рекристаллизованного КЗ титана ВТ1-0 происходит измельчение зеренной структуры вблизи поверхности разрушения, вплоть до субмикроструктурного масштаба (размер зерен находится в интервале 100-200 нм, при исходном размере зерен порядка 2 мкм). При этом форма зерен в указанных областях близка к глобулярной. На удалении от поверхности разрушения более 3 мкм, форма зерен становится вытянутой.

В ультрамелкозернистом состоянии имеет место аналогичная, но менее выраженная картина. На расстоянии 2 мкм от поверхности разрушения морфология зерен изменяется с глобулярной на пластинчатую, как и в рекристаллизованном

крупнозернистом состоянии. Судя по изгибным экстинкционным контурам имеет место внутреннее напряжения в кристаллической решетке материала.

Общим для КЗ и УМЗ титана является наноструктуризация вблизи поверхности разрушения и одинаковый (1%) суммарный объем микро- и нанопор и трещин в зоне разрушения. Именно этот объем является, очевидно, основным параметром, предшествующим переходу к макроразрушению.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №19-12-00221).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Иванов М.Б., Пенкин А.В., Колобов Ю.Р., Голосов Е.В., Нечаенко Д. А. Теплая поперечно-винтовая прокатка в волках конической формы как метод интенсивной пластической деформации// Деформация и разрушение материалов. – 2010. – №9. – С. 13-18.

ВОЛЬТАМПЕРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭМИССИИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ИОНОВ ПРИ РАЗРЫВЕ ПОЛИМЕРОВ

Пахотин В.А., Бойко Ю.М.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург,
Российская Федерация, E-mail: v.pakhotin@mail.ioffe.ru

Связь механических и электрофизических эффектов в твердых телах привлекает внимание вследствие большой научной и практической значимости. Одним из явлений, возникающих при механических воздействиях на твердые тела, является эмиссия заряженных частиц. В процессе разрушения полимеров в вакууме наблюдается эмиссия ионов [1-5]. В течение примерно одной миллисекунды (время разрушения) испускаются как отрицательные, так и положительные ионы. Установлено, что кинетика эмиссии зависит от физических свойств исследуемого полимера. Специальными опытами было показано, что эмиссия ионов возникает при движении магистральной трещины [4,5]. Эмиссия положительных ионов также обнаружена в процессе разрушения адгезионных соединений полимеров, сформированных при температурах ниже температуры стеклования объёма [6,7]. В настоящее время механизм образования ионов и выхода их в вакуум окончательно не установлен. Как показали исследования, эмиссия ионов возникает при деформировании и разрушении различных полимеров. Таким образом, это общее явление. Оно обусловлено, с одной стороны, механическими свойствами материала и поэтому исследование позволит детализировать картину механического разрушения. С другой стороны, эмиссия заряженных частиц это электрофизический процесс, обусловленный свойствами полимера, точнее, свойствами макромолекул, особенностями воздействия механических напряжений на межатомные химические связи и релаксацией упругих напряжений при разрывах макромолекул. Изучение эмиссии ионов позволит выяснить причины разделения зарядов в полимере при его деформировании и условия возникновения эмиссии, т.е. выхода частиц в вакуум. Исследование этого явления важно, как для физики прочности полимеров, так и для разработки различных датчиков физических полей.

Объектами исследования были широко используемые в промышленности полимеры полиэтилентерефталат (ПЭТФ), полиимид (ПИ), и полифениленоксид (ПФО). Пленки были толщиной от 30-150 мкм. Образцы имели форму двусторонней лопатки и устанавливались в вакуумной камере с помощью металлических зажимов и изолирующих втулок. Ширина рабочей части образцов составляла 4 мм. Длина рабочей части образцов составляла 5 мм. Деформирование образцов проводилось при комнатной температуре с постоянной скоростью 3,78 мм/с. Образцы не имели надреза. Растяжение образцов осуществлялось в камере, изготовленной из нержавеющей стали, при давлении $\leq 10^{-7}$ Торр. и комнатной температуре [4]. Измерение интенсивности эмиссии было синхронизировано с записью диаграммы нагружения образцов.

Измерение интенсивности эмиссии производилось в режиме счета частиц с использованием вторично-электронного умножителя ВЭУ-6 с заземленным катодом. Умножитель был расположен на расстоянии 0,28 м от образца с целью обеспечения возможности создания магнитного поля между образцом и детектором частиц. При измерении механоэмиссии выделение ионной компоненты в потоке отрицательно заряженных частиц осуществлялось путем отклонения электронов поперечным магнитным полем, создаваемым двумя постоянными магнитами плоской формы. Для обеспечения отбора эмиссионного тока частицы ускорялись в промежутке между изолированным электродом и заземленной сеткой, установленной на входе дрейфового пространства (пролетной трубы). ВАХ записывались при подаче на электрод потенциала 0-1000 В, знак которого совпадал со знаком заряда регистрируемых частиц. Расстояние между электродом и сеткой составляло 22 мм.

Как было раньше показано, эмиссионный всплеск ионов любого знака при разрыве имеет длительность ≤ 1 мс. Каждый образец деформировался при фиксированном потенциале на электроде. Система производила подсчет числа импульсов детектора за каждую микросекунду.

ВАХ положительных ионов для всех исследуемых полимеров имеет примерно один и тот же вид: заметная эмиссия начинается с 200 В и постепенно увеличивается до насыщения с увеличением тянущего напряжения. Это обусловлено свойствами

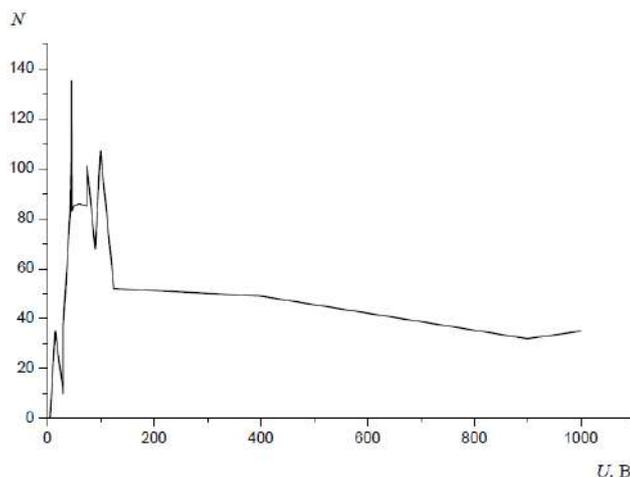


Рисунок 1 - Зависимость числа эмитированных отрицательных ионов N от тянущего потенциала U при разрыве полиимида.

детектора частиц (ВЭУ) [8], который эффективно регистрирует положительные ионы достаточно высоких энергий. Эмиссия отрицательных ионов имеет место при относительно низких напряжениях и, что особенно интересно, в этой области напряжений наблюдаются заметные выбросы на кривых эмиссии (рис.1). В случае ПИ наибольшая эмиссия наблюдается при 45В, ПЭТФ – 50В, ПФО – 16В. Тот факт, что эмиссия практически отсутствует при тянущем напряжении между электродом и сеткой равно нулю, свидетельствует о том, что наблюдается эмиссия ионов, а не нейтральных частиц. К тому же нейтральные частицы для их регистрации должны быть предварительно ионизованы [9]. Важным обстоятельством является чувствительность положения резонансных пиков эмиссии к природе полимера. Полученные результаты соответствуют современным представлениям об образовании отрицательных ионов путем резонансного захвата электронов нейтральными молекулами. Энергетические сечения захвата электрона у разных молекул заметно отличаются, поэтому для фрагментов макромолекул различных полимеров требуется разная энергия электронов. Молекулы присоединяют избыточный электрон низкой энергии, в диапазоне 10–15 эВ [10]. В наших опытах резонансные пики наблюдаются при относительно больших тянущих потенциалах. Это объясняется тем, что разность потенциалов между сеткой и электродом создает нужную напряженность электрического поля, в которой электрон набирает необходимую энергию. По-видимому, эта энергия составляет доли эВ, поскольку концентрация летучих нейтральных продуктов велика у самой поверхности, что и определяет наибольшую вероятность захвата. Малость энергии захвата говорит о том, что электрон прилипает к сложным молекулам, каковыми могут являться фрагменты макромолекул полимера. Времена жизни отрицательных ионов сложных молекул, образованных в результате прилипания электронов к соответствующим молекулам, определяются числом колебательных степеней свободы для этих молекул, и составляют десятки микросекунд [11]. Захват электронов молекулами может происходить и в конденсированной фазе. Прилипание электронов к молекулам в объеме полимера облегчено в силу увеличения возможных путей передачи энергии, обусловленных взаимодействием молекул. Поэтому сечение захвата электрона молекулами в конденсированной фазе больше, чем в случае свободных молекул. Известно также,

что сечение прилипания электрона к возбужденной молекуле значительно выше, чем к молекуле в основном состоянии. Следовательно, повышение температуры при разрушении полимера и связанное с этим колебательное возбуждение молекул ведут к росту вероятности прилипания электрона. Важным обстоятельством является то, что в процессе прилипания электронов к поверхностным молекулам полимера перераспределение энергии может облегчать десорбцию отрицательного иона. В связи с этим можно предположить, что ток отрицательных ионов, регистрируемый при напряжениях между электродом и сеткой выше 100 В, состоит из макроионов, образованных в конденсированной фазе, поскольку при больших энергиях электроны могут оказаться нерезонансными.

В настоящей работе экспериментально показано, что при небольших тянущих напряженностях электрического поля (< 5 В/мм) ток механоэмиссии отрицательных ионов имеет резонансный характер, причем положение пиков определяется природой полимера. Дальнейшее исследование ВАХ механоэмиссии позволит разработать физический механизм образования ионов и выхода их в вакуум, что даст возможность уточнить механизм разрушения полимеров под нагрузкой. Использование нового ионного источника, роль которого выполняет разрушаемый полимер, может дать возможность исследовать ионы, которые невозможно создать с помощью традиционных ионных источников, используемых в масс-спектрометрии отрицательных ионов, где ограничивающим фактором является получение паров исследуемого вещества[10,11].

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект 18-08-00401 А).

ЛИТЕРАТУРА

1. Zakrevskii V A., Pakhotin V A 1978 *Soviet Physics, Solid State* 20, 241.
2. Dickinson J T, Donaldson E E, Park M K 1981 *J Mater. Sci.* 16, 2897.
3. Fuhrmann J, Scherer G H, Hofmann R 1986 *Polym. Comm.* 27, 164.
4. Zakrevskii V A, Pakhotin V A 2010 *Phys Solid State* 52, 1155.
5. Pakhotin V A, Zakrevskii V A, Sudar N T, Apaseyev A A 2018 St. Petersburg Polytechnical State University *J. Phys. Math.* 11, 96.
6. Boiko Yu M., Zakrevskii V A, Pakhotin V A 2014 *J. Adhesion* 90, 596.
7. Boiko Yu M, Zakrevskii V A, Pakhotin V A, Sudar N T 2019 *Coll. and Polym. Sci.* 297, 831.
8. Gross J H 2004 *Mass Spectrometry* (Springer Berlin Heidelberg).
9. Ainbund M R, Polenov B V 1981 *Open-Type Secondary-Electron Multipliers and Their Applications* (Energoizdat, Moscow).
10. Mazunov V A, Schukin P V, Khatymov R V, Muftakhov M V 2006 *Mass-Spektrometria.* - 3, 11.
11. Illenberger E, Smirnov B M 1998 *Physics-Uspekhi* 41, 651.

АНИОННАЯ ВАКАНСИЯ В 100-ПЛАСТИНЕ АНАТАЗА МЕТОДОМ DFT

Токий Н.В., Токий В.В.

*ГУ Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина, Донецк, Украина,
nvt1976@mail.ru*

Диоксид титана широко используется в различных областях благодаря его уникальным свойствам [1, 2]. В последнее время ввиду использования диоксида титана как гетерогенного катализатора [3] повысился интерес к изучению поверхностей (101) и (001) диоксида циркония со структурой анатаза [4]. В работах [5,6] нами начато теоретическое рассмотрение физических механизмов управления гидрофобностью поверхности (100) пластины анатаза при изменении расстояния между гидроксильной группой OH и поверхностными слоями. Нужно отметить, что свойства этой поверхности были предметом интереса авторов работы [7].

Целью настоящей работы является начать теоретическое рассмотрение одного из дефектов, управляющего электрофизическими свойствами 100 пластины анатаза - анионной вакансии.

Для изучения анионной вакансии анатаза нами была построена атомная модель ячейки пластины диоксида титана. Анатаз имеет структуру тетрагональной симметрии (пространственная группа I_{41}/amd) [6]. В качестве формы ячейки выбран прямоугольный параллелепипед с ребрами $\vec{a} \times \vec{b} \times \vec{c}$, длина (в Å) которых составляет: $a = 27.125$, $b = 3.875$, $c = 9.514$. Базисный вектор для ядра атома s в ячейке можно записать в виде $\vec{r}_s = \tau_a^s \vec{a} + \tau_b^s \vec{b} + \tau_c^s \vec{c}$. Ячейка, моделирующая анионную вакансию в 100-пластине диоксида титана состоит из 35 атомов, в том числе 12 Ti, 23 O.

Моделирование (100) пластины диоксида титана со структурой анатаза в настоящей работе было выполнено в рамках DFT [6,8-10]. Главным принципом DFT является описание взаимодействия системы фермионов через трехмерную электронную плотность, а не через их многомерные волновые функции. Применение нами DFT для диоксида титана проведено на основе приближения обменно-корреляционного потенциала. Нужно, однако, отметить, что до сих пор существуют проблемы при выборе обменно-корреляционного потенциала и базисных волновых функций. Широкое распространение получил способ выбора этого локального потенциала в виде потенциала для однородного электронного газа – так называемое приближение локальной плотности (LDA).

Моделирование проводили в программе ABINIT [11] с помощью abinit-инструмента (Version 2.8.3) nanoHUB [12]. Реализацию DFT [8] в LDA для энергии обменной корреляции электронов осуществляли с использованием псевдопотенциалов Troullier-Martins [13] для Ti и O (предлагаемых по умолчанию в пакете ABINIT), а также энергии обрезания для плоских волн 60 Ha.

Полная энергия оксидов и ее составляющие в теории псевдопотенциалов описаны нами в работах [6, 14].

Изменение полной энергии E_{tot} 100- пластины диоксида титана со структурой анатаза для различных положений анионной вакансии представлено на рисунке 1. Анализ изменения полной энергии обнаруживает стремление вакансии в приповерхностные слои.

В настоящей работе получены зависимости всех составляющих полной энергии ячейки диоксида титана со структурой анатаза для различных положений анионной вакансии, их изменения ΔE представлены на рисунке 2.

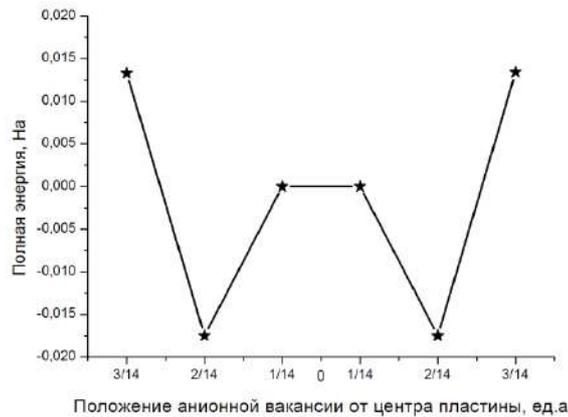
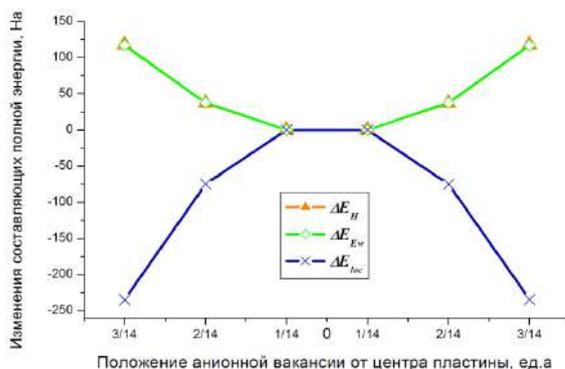


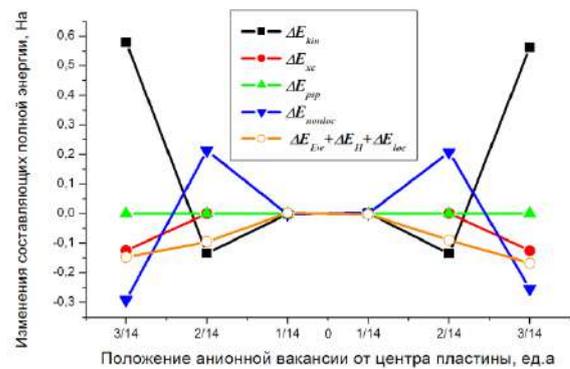
Рисунок 1 - Изменение полной энергии ячейки 100 пластины анатаза для различных положений анионной вакансии

На рисунке 2а представлены результаты моделирования монотонного изменения компонент полной энергии, отсчитываемых от значений в центральном положении вакансии, которое для E_{loc} - локального электрон-ионного взаимодействия составляет -5030,54 Ha, E_H - энергии Хартри валентных электронов составляет 2394,45 Ha, E_{Ew} - кулоновского ион-ионного взаимодействия составляет 2005,66 Ha.

На рисунке 2б представлены результаты моделирования немонотонного изменения компонент полной энергии, отсчитываемых от значений в центральном положении вакансии, которое для E_{nonloc} - нелокального электрон-ионного взаимодействия составляет -29,07 Ha, E_{kin} - кинетической энергии составляет 324,95 Ha, монотонного изменения E_{xc} - обменно-корреляционной энергии валентных электронов, которое составляет -121,54 Ha. А также на рисунке 2б представлены результаты моделирования изменения E_{psp} - энергии коррекции ионного остова, которая не изменяется и в центральном положении вакансии имеет значение 24,16 Ha.



а



б

Рисунок 2 - Изменения составляющих полной энергии ячейки 100 пластины анатаза для различных положений анионной вакансии

Выявлены составляющие полной энергии 100- пластины диоксида титана со структурой анатаз, способствующие устремлению анионной вакансии в приповерхностные слои. К ним относятся составляющие: E_{xc} - обменно-

корреляционной энергии валентных электронов и E_{loc} - локального электрон-ионного взаимодействия.

Выявлены составляющие полной энергии 100 - пластины диоксида титана, препятствующие устремлению стабилизирующего катиона в приповерхностные слои. К ним относятся составляющие E_{Ew} - кулоновского ион-ионного взаимодействия и E_H - энергия Хартри взаимодействия валентных электронов между собой.

Изменение E_{nonloc} - энергии нелокального электрон-ионного взаимодействия и E_{kin} - кинетической энергии валентных электронов ячейки 100- пластины диоксида титана для различных положений анионной вакансии носят немонотонный характер и их роль в стремлении вакансии зависит от ее положения.

Достоверность полученных результатов расчетов подтверждает независимость E_{psp} - энергии коррекции ионного остова от положения вакансии (рис.2б).

Особенности анионной вакансии в поверхностных слоях определяются кинетической энергией валентных электронов ячейки 100- пластины диоксида титана.

Для установления физического механизма реализации стремления анионной вакансии в приповерхностный слой и определения его активационных параметров, контролирующей структуру и функциональные свойства диоксида, потребуются дальнейшие первопринципные квантово-механические расчеты.

ЛИТЕРАТУРА

1. U. Diebold, Surface Science Reports 48, 53-229 (2003).
2. В.В.Токий, Т.Е.Константинова, Н.В.Токий, Д.Л.Савина, В.М.Погибко, Л.Г.Гусакова, Н.А.Спиридонов, Сб. науч. трудов "Наносистемы, Наноматериалы, Нанотехнологии". 2 (3) 849-854 (2004).
3. J. D. A. Pelletier, J.-M. Basset, Acc. Chem. Res. 49(4), 664–677. (2016).
4. Sh. Kashiwaya, J. Morasch, V. Streibel, Th. Toupance, W. Jaegermann, A. Klein, Surfaces 1, 73–89; (2018).
5. Н.В.Токий, В.В.Токий, Донецкие чтения 2019: образование, наука, инновации, культура и вызовы современности: Материалы IV Международной научной конференции (Донецк, 31.10.2019г.). – Том 1, Физико-математические и технические науки. Часть 2/ под общей ред. проф.С.В. Беспаловой. – Донецк: Изд-во ДонНУ, 2019. – с. 147.
6. N.V.Tokiy, V.V.Tokiy, ФТВД 30, №1, с.58-65 (2020).
7. N. Ruzyski, G.S. Herman, L. A. Boatner, U. Diebold, Surface Science 529, L239–L244 (2003).
8. P. Hohenberg, W. Kohn, Phys. Rev. 136, B864 (1964).
9. N.V.Tokiy, V.V.Tokiy, ФТВД 29, №2, с.56-62 (2019) .
10. N. V. Tokiy, D. L. Savina, V. V. Tokiy, Materials of Mediterranean-East-Europe Meeting "Multifunctional Nanomaterials (NanoEuroMed 2011)".- Uzhgorod, 2011.-С.165-166.
11. <http://www.abinit.org>.
12. <http://www.nanohub.org>.
13. N. Troullier and J.L. Martins, Phys. Rev. B43, 1993 (1991).
14. Н.В.Токий, В.В.Токий, Н.А. Гребенюк, Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума, Брест, 27-31 мая 2019г./ под ред. чл.-корр. Рубаника В.В. – Витебск: УО «ВГТУ», 2019.- С.264-266.- ISBN 978-985-481-608-1.

ПОДВИЖНОСТЬ УГЛЕРОДА В НАНОКРИСТАЛЛЕ КУБИЧЕСКОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ В РАМКАХ УПРУГОГО ПОДХОДА

Токий В.В. , Токий Н.В.

*ГУ Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк.
nvt1976@mail.ru*

Бета-модификация (β -SiC), с кристаллической структурой типа цинковой обманки, образуется при температурах ниже 1700°C [1]. До недавнего времени бета-форма имела сравнительно небольшое коммерческое использование, однако в настоящее время в связи с использованием его в качестве гетерогенных катализаторов интерес к ней увеличивается [2-5]. Проблема описания кристаллических дефектов и формируемых ими функциональных свойств перспективных наноматериалов на основе карбида кремния – одна из важнейших как с фундаментальной, так и с практической точек зрения, поскольку механизмы их образования и свойства на сегодня не известны.

Целью настоящей работы было выяснение физических причин, контролирующих получение нанокристаллов карбида кремния и последующую их обработку.

Рассмотрим в рамках упругого подхода поле деформации углеродной вакансии, которое дает вклад в дилатацию, возникающую при миграции углерода (другими словами в активационный объем миграции углерода) в нанопорошках на основе β -SiC.

Для простоты рассмотрим сферическую модель кристаллита, в центре которого помещен узел атома углерода с ковалентным радиусом R_C [6]. Определим деформацию полого шара (наружный и внутренний радиусы которого равны соответственно $D/2$ и R_C). Давлением снаружи пренебрегаем. Вводим сферические координаты с началом в центре шара. Деформация u направлена везде по радиусу и является функцией только от r .

$$u = Ar + \frac{B}{r^2}.$$

Компоненты тензора деформации

$$u_{rr} = A - \frac{2B}{r^3} \quad u_{\theta\theta} = u_{\phi\phi} = A + \frac{B}{r^3}.$$

Радиальное напряжение

$$\sigma_{rr} = 3KA - \frac{4\mu B}{r^3}.$$

Из граничных условий:

$$\sigma_{rr} = 0 \text{ при } r = D/2, \quad \sigma_{rr} = \frac{2\gamma}{R_C} \text{ при } r = R_C,$$

где γ - удельная эффективная поверхностная свободная энергия точечного дефекта - углеродной вакансии [7],

определим постоянные A и B

$$A = \frac{16\gamma R_C^2}{3K(8R_C^3 - D^3)} \quad B = \frac{\gamma R_C^2 D^3}{2\mu(8R_C^3 - D^3)}.$$

Подставляя коэффициенты A и B получим зависимости отличных от нуля полей деформаций и напряжений от размера кристалла и параметров углеродной вакансии

$$u_{rr} = \frac{16\gamma R_C^2}{3K(8R_C^3 - D^3)} - \frac{\gamma R_C^2 D^3}{\mu(8R_C^3 - D^3)r^3},$$

$$u_{\theta\theta} = u_{\phi\phi} = A + \frac{B}{r^3} = \frac{16\gamma R_C^2}{3K(8R_C^3 - D^3)} + \frac{\gamma R_C^2 D^3}{2\mu(8R_C^3 - D^3)r^3},$$

$$\sigma_{rr} = \frac{16\gamma K R_C^2}{K(8R_C^3 - D^3)} - \frac{2\gamma R_C^2 D^3}{(8R_C^3 - D^3)r^3},$$

$$\sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\phi\phi} = \frac{16\gamma K R_C^2}{K(8R_C^3 - D^3)} + \frac{\gamma R_C^2 D^3}{(8R_C^3 - D^3)r^3}$$

Откуда следует, что дилатация, возникающая в кристалле карбида кремния β -SiC с углеродной вакансией, составляет:

$$u_{ii}^{VC} = \frac{16\gamma R_C^2}{K(8R_C^3 - D^3)}.$$

Подставив, полученные решения в выражение для упругой свободной энергии, и интегрируя по объему нанокристалла, получаем оценку энергии упругой деформации нанокристалла кубического карбида кремния с углеродной вакансией

$$\Delta U_v = 2\pi \left[3KA^2 \left(\frac{D^3}{8} - R_C^3 \right) - 4\mu B^2 \left(\frac{8}{D^3} - \frac{1}{R_C^3} \right) \right] + 4\pi R_C^2 \gamma.$$

В рамках гибридного упругого подхода мы получили зависимости параметров углеродной вакансии от ее удельной эффективной поверхностной свободной энергии и размера нанокристалла.

Перейдем к рассмотрению в рамках упругого подхода изменения полей деформаций, вызванных одновременным образованием пары межузельного и вакансионного дефектов в нанокристалле карбида кремния с углеродной вакансией.

Аналогично, рассмотрим сферическую модель нанокристалла, в центре которого помещена межузельная полость радиуса R_b , для оценки которого (радиуса) воспользуемся простейшими геометрическими соотношениями модели жестких сфер

$$R_b = (\sqrt{2} - 1)R_{Si},$$

где R_{Si} - ковалентный радиус атома кремния [6].

Определим деформацию полого шара (наружный и внутренний радиусы которого равны соответственно $D/2$ и R_b). Внутри этого шара вставлен атом углерода с ковалентным радиусом R_C , давлением снаружи пренебрегаем (рис.1). Вводим сферические координаты с началом в центре шара. Деформация u направлена везде по радиусу и является функцией только от r

$$u = A_{int} r + \frac{B_{int}}{r^2}$$

Компоненты тензора деформации

$$u_{rr} = A_{int} - \frac{2B_{int}}{r^3} \quad u_{\theta\theta} = u_{\phi\phi} = A_{int} + \frac{B_{int}}{r^3}$$

Радиальное напряжение

$$\sigma_{rr} = 3KA_{int} - \frac{4\mu B_{int}}{r^3}$$

Постоянные A_{int} и B_{int} определяются из граничных условий:

$$\sigma_{rr} = 0 \text{ при } r = D/2 \quad u = R_C - R_b \text{ при } r = R_b$$

Отсюда находим

$$A_{int} = \frac{32\mu R_b^2 (R_C - R_b)}{3KD^3 + 32\mu R_b^3} \quad B_{int} = \frac{3KD^3 R_b^2 (R_C - R_b)}{3KD^3 + 32\mu R_b^3}.$$

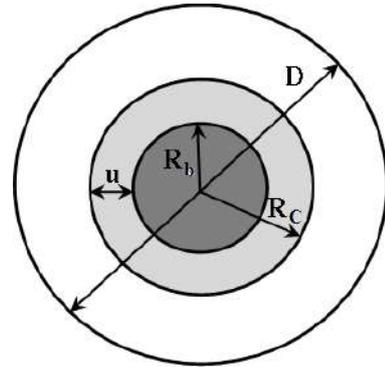


Рис.1. Сферическая модель нанокристаллита

Подставляя коэффициенты A_{int} и B_{int} получим зависимости отличных от нуля полей деформаций и напряжений от размера нанокристалла и параметров межузельного дефекта, в частности

$$\sigma_{rr}^b = \frac{96K\mu R_b^2(R_c - R_b)}{3KD^3 + 32\mu R_b^3} - \frac{12K\mu D^3 R_b^2(R_c - R_b)}{(3KD^3 + 32\mu R_b^3)r^3},$$

$$\sigma_{\theta\theta}^b = \sigma_{\phi\phi}^b = \frac{96K\mu R_b^2(R_c - R_b)}{3KD^3 + 32\mu R_b^3} + \frac{6K\mu D^3 R_b^2(R_c - R_b)}{(3KD^3 + 32\mu R_b^3)r^3}.$$

Подставив полученные решения в выражение для упругой свободной энергии, и интегрируя по объему нанокристалла, получаем оценку энергии миграционного барьера углерода в нанокристалле кубического карбида кремния с углеродной вакансией

$$\Delta U = \Delta U_{2vC} - \Delta U_v =$$

$$= 2\pi \left[3K(A_{int}^2 + 4A_{int}A + 3A^2) \left(\frac{D^3}{8} - R_c^3 \right) - 4\mu(B_{int}^2 + 4B_{int}B + 3B^2) \left(\frac{8}{D^3} - \frac{1}{R_c^3} \right) \right] + 4\pi R_c^2 \gamma,$$

где

$$\Delta U_{2vC} = 2\pi \left[3K(A_{int} + 2A)^2 \left(\frac{D^3}{8} - R_c^3 \right) - 4\mu(B_{int} + 2B)^2 \left(\frac{8}{D^3} - \frac{1}{R_c^3} \right) \right] + 8\pi R_c^2 \gamma -$$

энергия упругих деформаций, вызванных одновременным образованием пары межузельного и вакансионного дефектов в нанокристалле карбида кремния с углеродной вакансией.

Установлено, что подвижность углерода, контролирующая получение и обработку нанокристаллов кубического карбида кремния, зависит от ковалентных радиусов кремния и углерода, параметров углеродной вакансии, размера кристалла и модулей упругости.

ЛИТЕРАТУРА

1. T. Muranaka, Y. Kikuchi, T. Yoshizawa, N. Shirakawa, J. Akimitsu// *Sci. Technol. Adv. Mater.* 9 (2008) 044204.
2. Д.Л.Савина, Н.В.Токий// Тезисы 12-й Международной конференции «Высокие давления-2012. Фундаментальные и прикладные аспекты». -Донецк: ДонФТИ им.А.А.Галкина НАН Украины, с.69. (2012).
3. В.В. Токий, Д.Л. Савина, Н.В. Токий// *Физика и техника высоких давлений*, том 23, No 2, с. 114-122 (2013).
4. В.В. Токий, Д.Л. Савина, Н. В. Токий// *Вестник ДИСО*, том VIII, с. 118-122.(2012).
5. Ю.С. Нагорнов// *Журнал технической физики*, том 85, вып. 5, с. 71-80. (2015).
6. B. Cordero, V. Gomez, A. E. Platero-Prats, M. Revres, J. Echeverria, E. Cremades, F. Barragan, S. Alvarez// *Dalton Trans.*, 2832–2838. (2008).
7. H. Brooks, *Impurities and imperfections*. Cleveland: American Society for Metals., 107-133. (1955).

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Кормышев В.Е.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.², Рубанникова Ю.А.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

²Институт сильноточной электроники СО РАН,
Томск, Россия, e-mail: yufi55@mail.ru

В современных условиях высоких нагрузок на ось и скоростей движения поверхностные слои рельсов испытывают при длительной эксплуатации интенсивные пластические деформации, приводящие к повреждениям, что может явиться причиной изъятия рельсов [1, 2].

Проблема формирования и эволюции структуры и свойств рельсов при длительной эксплуатации представляет сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Учитывая, что кинетика процессов формирования структурно-фазовых состояний связана с основами теории прочности и пластичности, представляется исключительно важной информация о параметрах тонкой структуры рельсов в разных сечениях. Рассмотрение поведения рельсов при длительной эксплуатации и анализ причин их изъятия вызывает в последнее время большой интерес. Расширение информации в этой области связано как со стремлением к более глубокому пониманию фундаментальных проблем физического материаловедения, так и с практической значимостью, диктуемой непрерывным возрастанием требований к надежности рельсов в современных условиях высоких нагрузок на ось и скоростей движения. Вполне очевидно, что при интенсивных деформационных воздействиях, реализуемых при длительной эксплуатации, могут происходить различные процессы (рекристаллизационные, релаксационные, фазовые переходы, распад и образование фаз, аморфизация и т.д.), приводящие к эволюции структурно-фазовых состояний, сопровождающейся изменением (ухудшением) механических свойств. Поэтому целью работы является выявление природы и закономерностей эволюции структуры в головке рельсов при длительной эксплуатации.

При длительной эксплуатации дифференцированно закаленных рельсов (пропущенный тоннаж 691,8 и 1411 млн. тонн брутто) выявлены многочисленные несовершенства структуры пластинчатого перлита – основной структурной составляющей рельсовой стали. Наблюдается чередующаяся структура (типа «гребенки», обозначена стрелками (рисунок 1, а), разрывы пластин цементита (ферритные мостики) (рисунок 1, б)).

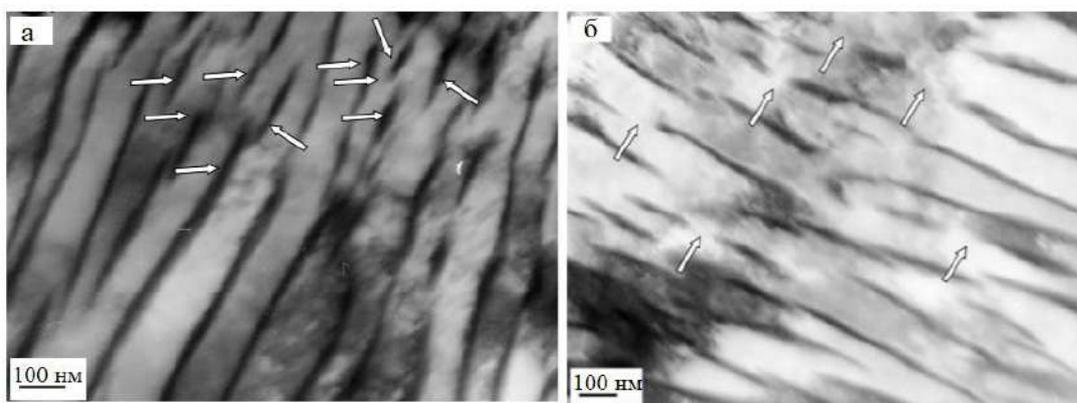


Рисунок 1 – Электронно-микроскопическое изображение структуры пластинчатого перлита.
а – структура типа «гребенки»; б – ферритные мостики (указаны стрелками)

Длительная эксплуатация рельсов сопровождается деформационным преобразованием преимущественно состояния зерен пластинчатого перлита, а именно, разрушением пластин цементита, которое максимально в поверхностных слоях толщиной до 2 мм независимо от направления исследования. При этом относительное содержание зерен разрушенного перлита на поверхности катания более чем в два раза выше, чем в поверхностном слое выкружки [23-26].

Показано, что длительная эксплуатация рельсов сопровождается одновременным протеканием двух процессов разрушения пластин цементита – путем разрезания скользящими дислокациями и растаскивания их осколков и в результате вытягивания атомов углерода из кристаллической решетки цементита вследствие заметной разницы энергии связи атомов углерода с дислокациями (~0,6 эВ) и с атомами железа в кристаллической решетке цементита (~0,4 эВ).

Выполнены оценки относительного содержания атомов углерода на структурных элементах стали. Показано, что если в исходном состоянии основное количество атомов углерода сосредоточено в частицах цементита, то после длительной эксплуатации рельсов местом расположения углерода наряду с частицами цементита являются дефекты кристаллической структуры (дислокации, границы зерен и субзерен).

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №19-32-60001.

ЛИТЕРАТУРА

1. Громов В.Е., Морозов К.В., Перегудов О.А., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.Б. Формирование микроструктуры рельсов при закалке и длительной эксплуатации. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2017, 373 с.
2. Шур Е.А. Повреждение рельсов. Москва: Ин-текст, 2012, 192 с.
3. Громов В. Е., Юрьев А.А., Морозов К.В. и др. Эволюция тонкой структуры в поверхностных слоях 100-м дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14. № 2. С. 267-273.
4. Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф. и др. Перераспределение атомов углерода в дифференцированно закаленных рельсах при длительной эксплуатации // Изв. вузов. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 6. С. 56-69.
5. Юрьев А.А., Громов В.Е., Морозов К.В. и др. Изменение структуры и фазового состава поверхности 100-м дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Изв. вузов. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 10. С. 826-831.
6. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Юрьев А.А. и др. Природа поверхностного упрочнения дифференцированно закаленных рельсов при длительной эксплуатации // Деформация и разрушение материалов. 2018. № 4. С. 67-85.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ СЛОЕВ ИЗ ГАЗОВОЙ ЦИНКСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ НА ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЕННЫХ СТАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ

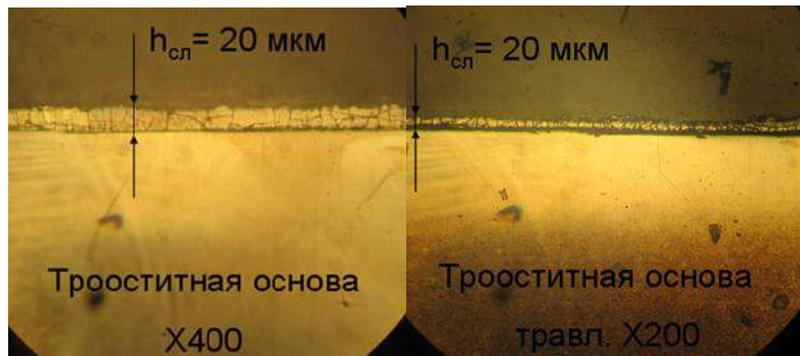
Константинов В.М., Булойчик И.А.

*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,
v.m.konst@mail.ru, ilya.by@gmail.com*

Одним из альтернативных направлений в сфере получения защитных цинковых покрытий на стальных изделиях является способ термодиффузионного цинкования в порошковых насыщающих средах (ТДЦ). Преимущественной особенностью данного способа является возможность замены процессом ТДЦ ряда операций термической обработки деталей (отпуска), что ведет к снижению затрат на термическую и антикоррозионную обработку изделий.

При формировании интерметаллидных слоев на основе цинка важное значение имеет структура стальной основы, на которой происходит диффузионное взаимодействие атомов насыщающего элемента и насыщаемой основы. В большинстве случаев при антикоррозионной обработке стальных изделий данным способом, формирование диффузионного слоя происходит на ферритно-перлитных структурах с низким содержанием легирующих элементов. С учетом традиционного температурного интервала протекания процессов ТДЦ (380 – 420 °С), формирование диффузионного цинкового слоя на стальных изделиях возможно так же после закалки на мартенсит. В этом случае процесс происходит в условиях распада пересыщенного твердого раствора (мартенсита) [1]. Формирование диффузионного слоя происходит на поверхности с большой степенью дефектности в условиях значительных структурных напряжений. С одной стороны, из теории диффузии известно, что чем выше степень дефектности насыщаемой подложки – тем интенсивнее будет происходить диффузионное проникновение насыщающего атома в поверхность подложки за счет увеличенного количества “путей диффузии”. Процессы фазовой перекристаллизации во время распада мартенсита так же могут активировать взаимную диффузию атомов железа и цинка, способствуя более активному формированию диффузионного слоя. С другой стороны, с учетом данных источника [2], где указано, что формирование диффузионных слоев на основе цинка происходит в условиях взаимной диффузии атомов железа и цинка, значительные структурные напряжения в мартенсите, а так же большая, по сравнению с перлитными структурами концентрация углерода, могут препятствовать встречной диффузии атомов железа и замедлять формирование интерметаллидных фаз диффузионного слоя. Следовательно, рассматривая процессы диффузионного взаимодействия атомов цинка с поверхностью пересыщенного твердого раствора (мартенсита) следует учитывать влияние структурных напряжений на характер диффузии атомов железа.

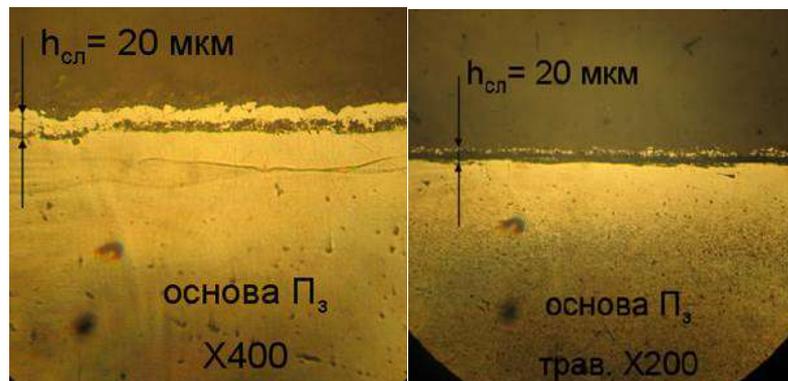
Цинкованию подвергали образцы из стали 65Г в структурном состоянии перлит зернистый (состояние поставки проволоки из стали 65Г), мартенсит и отожженном состоянии при 830 °С, структурно соответствующему ферритно-перлитной смеси (Ф+П). Формирование слоя производили термодиффузионным цинкованием во вращающемся контейнере и в стационарных тиглях с применением порошковых насыщающих сред на основе чистого цинка без применения активаторов при различной длительности выдержки. С применением вращающегося контейнера длительность выдержки образцов составляла 30 и 50 минут. Длительность выдержки образцов с применением стационарных тиглей составляла до 2.5 часов. Толщина цинковых диффузионных слоев, полученных способом во вращающемся контейнере, составляла порядка 20 мкм для каждого типа подложек (рисунок 1-3).



а) Шлиф не травлен

б) Травление 3% HNO_3

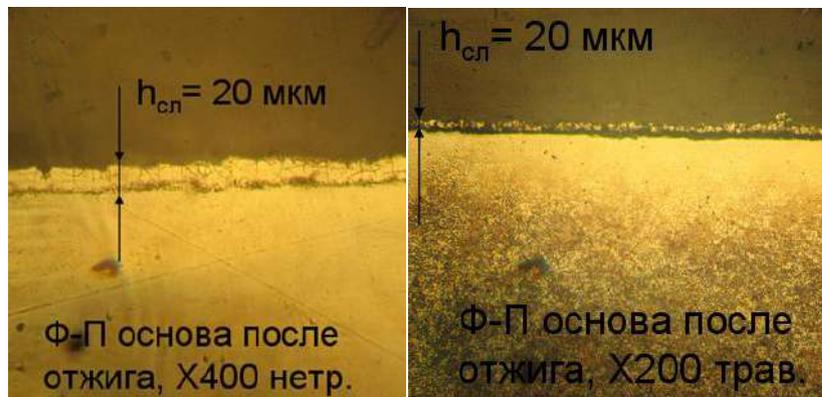
Рисунок 1 – Диффузионный цинковый слой, полученный на стали 65Г после закалки. Исходная структура стальной основы: мартенситтетрагональный и аустенит остаточный. Цинкование 410 °С, 30 мин.



а) Шлиф не травлен

б) Травление 3% HNO_3

Рисунок 2 – Подложка перлит зернистый. Цинкование 410 °С, 30 мин.



а) Шлиф не травлен

б) Травление 3% HNO_3

Рисунок 3 – Подложка Ф+П(пластинчатый). Цинкование 410 °С, 30 мин.

Следует отметить, что для цинковых диффузионных слоев, полученных на стальной мартенситной основе, характерна большая равномерность формирования (сохранение одинаковой толщины диффузионного слоя на разных участках шлифа). Повышение значений микротвердости для цинковых диффузионных слоев, сформированных на мартенситной подложке, связано с более активным протеканием диффузионных процессов при формировании цинкового диффузионного слоя на подложке такого типа, что, в свою очередь, влияет на фазовый состав формируемого диффузионного слоя. Отличительной особенностью диффузионно-оцинкованных образцов с мартенситной основой является увеличенная зона α -фазы, представленная на шлифе в виде слаботравящейся светлой полосы под цинковым диффузионным слоем, а так же повышение значений микротвердости диффузионного слоя до 3300 МПа в сравнении с цинковыми диффузионными слоями, сформированными на перлитной и ферритно-перлитной основах (рисунок 4).

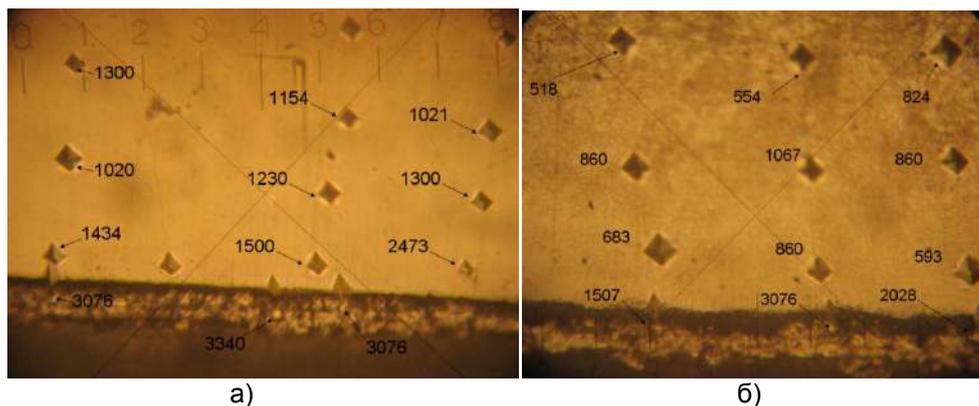
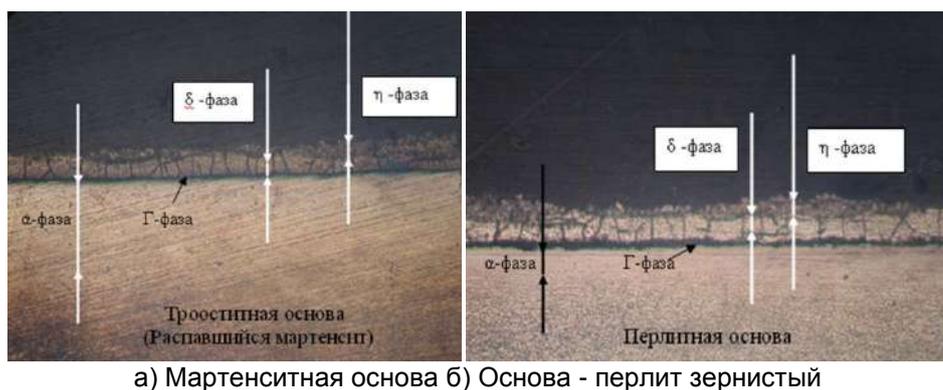


Рисунок 4 – Микротвердость на мартенситной (а) и ферритно перлитной стальных основах(б) после термодиффузионного цинкования при 410 °С, 30 мин.

Повышение значений микротвердости для цинковых диффузионных слоев, сформированных на мартенситной подложке, связано с более активным протеканием диффузионных процессов при формировании цинкового диффузионного слоя на подложке такого типа, что, в свою очередь, влияет на фазовый состав формируемого диффузионного слоя.

Отличительной особенностью диффузионно-оцинкованных образцов с мартенситной основой является увеличенная зона α -фазы, представленная на шлифе в виде слабо травящейся светлой полосы под цинковым диффузионным слоем (рис.5).



а) Мартенситная основа б) Основа - перлит зернистый
Рисунок 5 – Различие формирования зоны α -фазы для цинковых диффузионных слоев, сформированных на мартенситной и перлитной основах, X 400

Увеличение зоны α -фазы для цинковых диффузионных слоев, сформированных на мартенситной основе связано с наличием большого количества дефектов структуры, характерных для мартенсита закалки и, являющихся дополнительными “путями” диффузии для атомов насыщающего элемента. Если принять, что α -фаза (твердый раствор цинка в железе) формируется одной из первых при формировании диффузионного цинкового слоя[3], то увеличение зоны α – фазы для мартенситной основы может быть связано с более активной диффузией (на большую глубину) атомов цинка в металлическую поверхность, за счет большей дефектности данной основы в сравнении с перлитной.

ЛИТЕРАТУРА

1. В.М. Константинов, И.А. Булойчик. Особенности реализации процессов термодиффузионного цинкования при антикоррозионной защите термообработанных стальных изделий. Матер.3-го Респуб. научно -технич. семинара «Создание новых и совершенствование действ. технологий и оборудования нанесения гальванических и их замещающих покрытий». Минск, 5-6 декабря, БГТУ2013 г. С. 66-70.
2. Н.И. Сотсков, Б.М. Жуков, Исследование физ.-химических и технологических процессов при термодифф. цинковании // Пром. и гражд. строит-во. 2009, №5 С. 28-31.
3. Е.В. Проскуркин, Н.С. Горбунов. Диффузионные цинковые покрытия, Москва, Металлургия, 1972. - 248с.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ И КРИСТАЛЛОВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ

Гузилова Л.И., Чикиряка А.В., Печников А.И., Николаев В.И.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
Санкт-Петербург, Россия
guzilova@mail.ioffe.ru

Многие функциональные свойства полупроводниковых материалов, так или иначе, ограничиваются в приборных конструкциях и технологических процессах их механической прочностью, упругими характеристиками. Немаловажны сведения о твердости, модуле упругости (Юнга), сопротивлении истиранию и трещиностойкости. Сведения о них необходимы для оптимизации процессов роста объемных кристаллов и тонких слоев, для выбора режима постростовой механической обработки. Настоящая работа посвящена исследованию механических свойств нового широкозонного полупроводника - оксид галлия (Ga_2O_3). Точнее под одной химической формулой скрывается несколько политипов этого кристалла. Причем, по крайней мере, три кристаллические формы (α -, β -, ε -) уже сейчас рассматриваются как перспективные для различных приборных структур [1,2]. Наиболее изученным является термически стабильный β - Ga_2O_3 ($T_{\text{пл}} \sim 1800^\circ\text{C}$), который апробирован для изготовления элементов силовой оптоэлектронной техники [3]. В тоже время α - Ga_2O_3 со структурой корунда интересен тем, что имеет наиболее широкую запрещенную зону среди политипов оксида галлия, а ε - Ga_2O_3 имеет свойства сегнетоэлектрика [4,5].

В данной работе исследовались объёмные кристаллы β - Ga_2O_3 , выращенные из расплава и эпитаксиальные пленки α - и β - Ga_2O_3 (толщина 2-10 μm), полученные газотранспортным осаждением на подложки сапфира. Объёмные кристаллы были выращены компанией TamuraCo (Япония) методом EFG, эпитаксиальные слои осаждением в HVPE реакторе ООО «Совершенные кристаллы» [6,7].

Значение микротвердости исследуемых образцов определялись с помощью метода микроиндентирования с использованием ПМТ-3 с алмазной четырехгранной пирамидкой Виккерса. Для измерения микротвердости пирамидку нагружали постоянной нагрузкой на 15 сек, после чего образец разгружается и производится замер диагонали остаточного отпечатка (рис. 1) в оптическом и электронном растровом микроскопах. Формула для расчета этого значения:

$$H = 1.854P/d^2, \quad (1)$$

где P - нагрузка, N ; d - диагональ отпечатка, μm .

Трещины вблизи отпечатка позволяют нам оценить показатель трещиностойкости материала. критического коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} , являющегося характеристикой вязкости разрушения. При деформации и разрушении покрытий при индентировании, возникающие в них трещины распространяются через углы отпечатка пирамиды в направлении, перпендикулярном границе раздела покрытие - подложка. Трещины такого типа описываются моделью Палмквиста [8], что позволяет пользоваться для оценок расчётной формулой:

$$K_{1cP} = 0.015(P/c^{3/2})(l/a)^{-1/2}(E/H)^{2/3}, \quad (2)$$

где a - половина длины диагонали отпечатка, μm , c - длина отрезка от центра отпечатка до края трещины l - длина трещины Палмквиста, μm ; P - нагрузка на индентор, N ; E - модуль Юнга, GPa ; H - твердость, GPa .

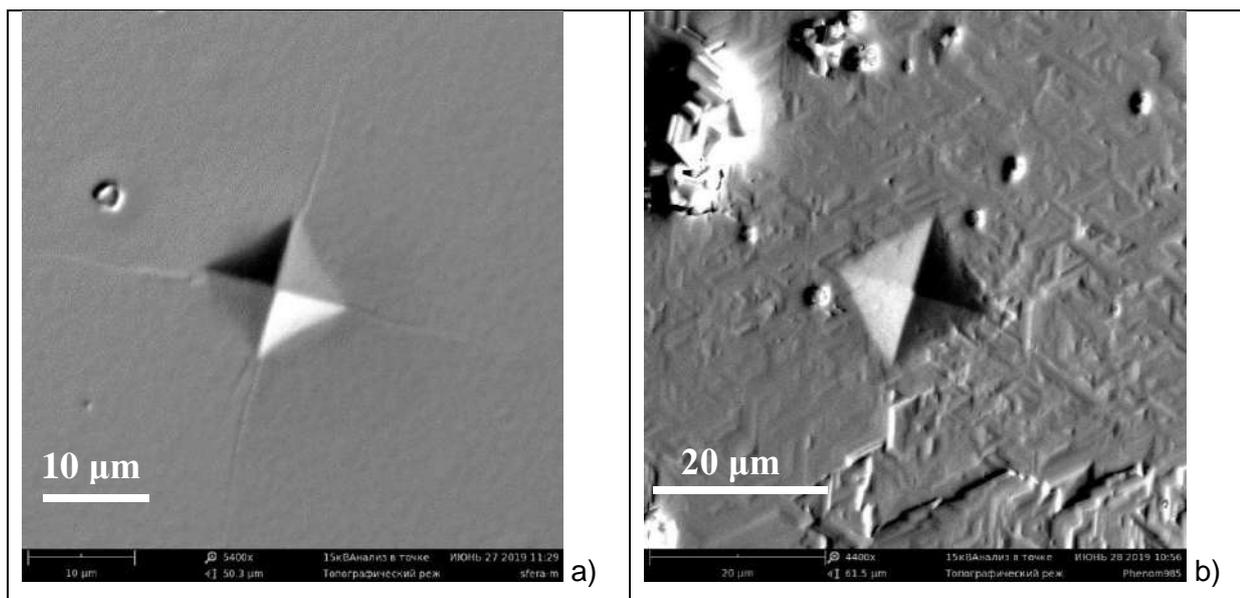


Рисунок 1 - Отпечатки пирамидки (нагрузка 2 N) и трещины вблизи него наростовой поверхности эпитаксиальных слоев (0001) α -Ga₂O₃, температура осаждения 500°C (а) и ($\bar{2}01$) β -Ga₂O₃, температура роста 1000°C(б). Снимки сделаны с помощью сканирующего микроскопа в топографическом режиме.

На рисунке 1 показаны отпечатки индентора на ростовых поверхностях эпитаксиальных слоев, выращенных в одном реакторе при двух температурах осаждения. По размеру отпечатка выявлено, что значение микротвердости в направлении оси роста метастабильного α -Ga₂O₃ выше, чем у высокотемпературного β -Ga₂O₃. Разницу в значениях микротвердости в направлении оси роста для α -Ga₂O₃ и β -Ga₂O₃ можно объяснить более плотной упаковкой структуры корунда (R3m), чем у моноклинной структуры (C2/m).

Таблица 1 - Сравнение значений микротвердости H_v и модуля упругости E и в кристаллах и слоях оксида галлия с другими полупроводниковыми материалами [9,10].

	Образцы	Ориентация	H_v, GPa	E, GPa	$K1c$ (K1cP), MPa\sqrt{m}
1	Монокристалл, полученный методом TFM (TinFluxMethod)	(100)	6.5-7.7		
2	Монокристалл, выращенный методом свободной кристаллизации	(100)	8.9	234.0	
3	Монокристаллы β -Ga ₂ O ₃ , выращенные из расплава методом EFG (Edge-defined Film-fed Growth Method)	($\bar{2}01$)	12.5	230.0	
		(101)	9.7		
		(100)	8.5		
		(010)	6.5 5		
		(001)	10.3		
4	Слои β -Ga ₂ O ₃ /c-Al ₂ O ₃ (толщина ~2 μ m), полученные с помощью хлорид-гидридной эпитаксии (HVPE)	($\bar{2}01$)	12.5	225.0	
5	Слои α -Ga ₂ O ₃ /c-Al ₂ O ₃ (толщина ~ 7 μ m), полученные с помощью хлоридной эпитаксии (HVPE)	(0001)	20.4	264.0	0.7
6	Объемные кристаллы GaN	(0001)	10.2	295.0	1.1
7	Объемные кристаллы ZnO	(0001)	5.0	111.2	0.6
8	Объемные кристаллы Al ₂ O ₃	(0001)	22.0	456.5	6.0

Стоит обратить внимание, что на рис.1а хорошо видны трещины в углах в направлении диагоналей отпечатка, в то время как их совсем нет рис.1б. Одна из причин этого различия связана с эпитаксиальными соотношениями подложки и слоя $\alpha\text{-Ga}_2\text{O}_3$ и $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$. Дело в том, что в первом случае подложка создает в слое растягивающие напряжения [11], что способствует образованию трещин даже при небольшой нагрузке, во втором сжимающие [2], что, соответственно, препятствует образованию трещин.

Результат сравнения механических характеристик различных образцов оксида галлия и некоторых других полупроводниковых кристаллов представлены в таблице 1.

Полученные в работе результаты позволили значительно расширить представления о твердости, трещиностойкости разных типов образцов оксида галлия, уточнить место этого кристалла среди других родственных полупроводниковых кристаллов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Stepanov S.I., Nikolaev V.I., Bougrov V.E., Romanov A.E. // *Reviews On Advanced Materials Science*. 2015. V. 44. N. 1. P. 63-86.
- [2] Pearton S.J., Yang J., Cary P.H., Ren F., Kim J., Tadjer M.J., Mastro M.A. // *Applied Physics Review*. 2018. V. 5. N. 1. P. 011301.
- [3] Hasan M.N., Swinnich E., Seo J.H. // *International Journal of High Speed Electronics and Systems*. 2019. V. 28. N. 01n02. P. 1940004.
- [4] Kan S.-I., Takemoto S., Kaneko K., Takahashi I., Sugimoto M., Shinohe T., Fujita S. // *Appl. Phys. Lett.* 2018. V. 113. N. 21. P. 212104.
- [5] Mezzadr F., Calestani G., Boschi F., Delmonte D., Bosi M., Fornari R. // *Inorganic Chemistry*. 2016. V. 55. N. 22. P. 12079-12084.
- [6] Николаев В.И., Печников А.И., Степанов С.И., Шарофидинов Ш.Ш., Головатенко А.А., Никитина И.П., Смирнов А.Н., Бугров В.Е., Романов А.Е., Брунков П.Н., Кириленко Д.А. // *ФТП*. 2016. Т. 50. N. 7. С. 997-1000.
- [7] Печников А.И., Степанов С.И., Чикиряка А.В., Щеглов М.П., Одноблюдов М.А., Николаев В.И. // *ФТП*. 2019. Т. 53. № 6. С. 789-792.
- [8] Laugier M.T. // *J. Mater. Sci. Letters*. 1987. V. 6. N. 8. P. 897-900.
- [9] Гузилова Л.И., Гращенко А.С., Печников А.И., Маслов В.Н., Завьялов Д.В., Абдрахманов В.Л., Романов А.Е., Николаев В.И. // *Materials Physics and Mechanics*. 2016. Т. 29. N. 2. С. 166-171.
- [10] В.И. Николаев, А.В. Чикиряка, Л.И. Гузилова, А.И. Печников // *ПЖТФ*. 2019. Т. 45. N. 21. С. 51-54.
- [11] Cheng Z., Hanke M., Vogt P., Bierwagen O., Trampert A. // *Applied Physics Letters*. 2017. V. 111. N. 16. P. 162104.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПЛШ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ AL-MG СПЛАВА ПОСЛЕ ИПД

Юзбекова Д.Ю., Борисова Ю.И., Могучева А.А.

*Белгородский государственный университет, Белгород, Россия,
yuzbekova@bsu.edu.ru*

В настоящее время, требования, предъявляемые к современным материалам, наиболее эффективно удовлетворяют алюминиевые сплавы. А такие характеристики Al-Mg сплавов как легкость, высокая прочность, коррозионная стойкость, хорошая свариваемость и др. обосновывают их востребованность в производстве. Однако, несмотря на ряд своих преимуществ, у Al-Mg сплавов имеется недостаток, который снижает конкурентоспособность данного материала в производстве листовых деталей методом глубокой вытяжки, а именно проявление эффекта Портевена-Ле Шателье (ПЛШ). Подавление эффекта ПЛШ, который оставляет нежелательные следы на поверхности деталей, является необходимым условием для применения материалов во многих промышленных отраслях и является важной научной задачей. Известно, что дополнительное легирование добавками Sc и Zr, а так же измельчение зерен с помощью интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют значительно улучшить свойства Al-Mg сплавов. Однако данных о влиянии микроструктурных параметров (размер зерен, плотность решеточных дислокаций, частицы дисперсной фазы) на проявление эффекта ПЛШ в Al-Mg сплавах с добавками Sc и Zr отсутствуют, что подтверждает актуальность данного исследования.

Не менее важными аспектами при изготовлении листовых деталей сложной формы является снижение энергозатратности, трудоемкости, разнотолщинности готового изделия, а также увеличение коэффициента использования материала, что возможно за счет совмещение процессов глубокой вытяжки и пневматической формовки в режиме сверхпластичности (СП). Таким образом, исследование эффекта СП Al-Mg сплава с добавками Sc и Zr, а также установление связи между структурой после ИПД и СП характеристиками являются важной практической задачей.

Данная работа направлена на рассмотрение целесообразности использования ИПД как способа устранения эффекта ПЛШ на примере «модельного» AlMg сплава и AlMgScZr сплава, а так же на установление условий для реализации режима СП в AlMgScZr сплаве после ИПД.

Исследования нестабильности пластического течения проводились на «модельном» AlMg и AlMgScZr сплавах с улучшенными характеристиками. ИПД крупнозернистых (КЗ) сплавов привела к формированию мелкозернистой (МЗ) и субмикроструктурной (СМК) структуры. Результаты показали, что в КЗ состоянии оба исследуемых сплава проявляют стандартное поведение эффекта ПЛШ. Прерывистое течение типа А+В наблюдается при комнатной температуре и скорости деформации 10^{-3} с^{-1} . Зубчатости типа С и А проявляются при более низких и более высоких скоростях деформации, соответственно. Формирование МЗ структуры приводит к расширению области существования эффекта ПЛШ для обоих исследуемых сплавов (рис. 1). Однако, если для AlMg сплава обычная последовательность эволюции типов прерывистого течения (С→В→А) не изменяется, то МЗ AlMgScZr сплав показывает нестандартный характер. При условиях, соответствующих наименьшему значению критической деформации, AlMgScZr сплав демонстрирует неустойчивое пластическое течение типа В. Установлено, что AlMgScZr сплав показывает зубчатость типа А не только вблизи высокоскоростной / низкотемпературной границы эффекта ПЛШ, но и на противоположной границе. Смешанный тип А+В можно наблюдать вблизи высокотемпературной границы области ПЛШ, а зубчатость типа А наблюдается вблизи низкотемпературной границы. Сравнение температурно-скоростных областей существования эффекта ПЛШ обоих исследуемых сплавов указывает на то, что в AlMgScZr сплаве, содержащем

когерентные частицы, наблюдается сужение области проявления эффекта ПЛШ, по сравнению с AlMg сплавом (рис. 1). Сплавы с СМК структурой характеризуются гладкой формой кривых деформации.

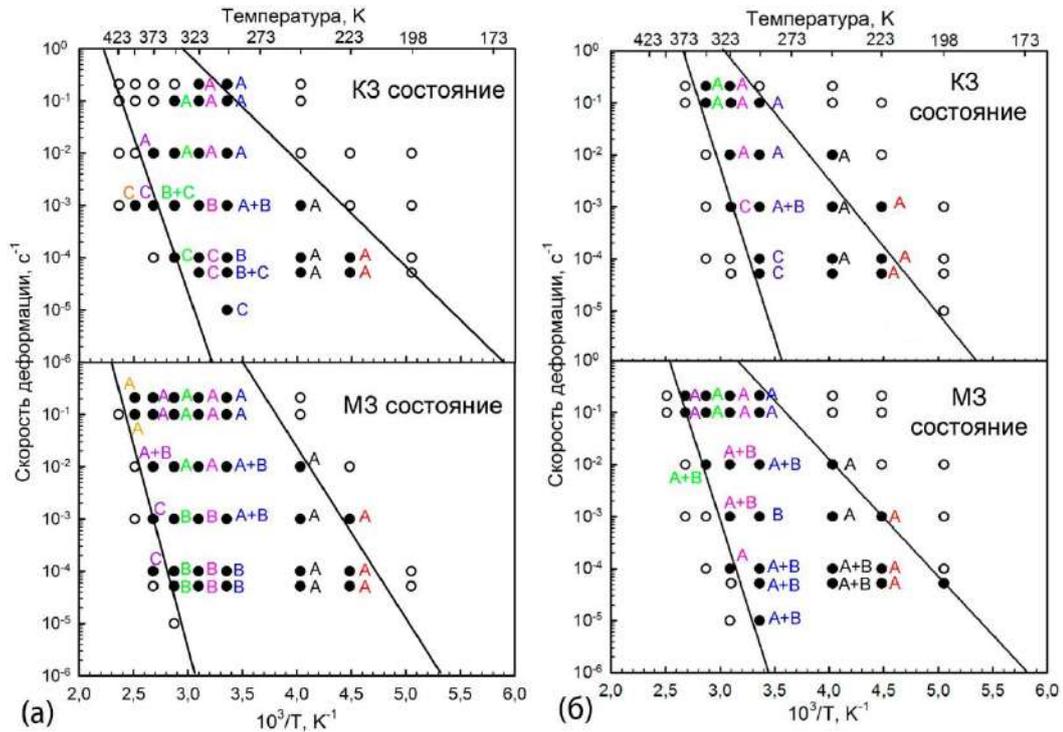


Рисунок 1 – Температурно-скоростная область существования прерывистого течения в (а) AlMg и (б) AlMgScZr сплавах с КЗ и МЗ структурой (открытые символы: нет прерывистое течение, закрытые символы: прерывистое течение)

Пространственно-временное поведение полос деформации исследуемых сплавов изучалось с использованием метода цифровой корреляции изображений. Согласно данным, полученным для AlMg сплава, применение ИГД приводит к увеличению уровня деформирующего напряжения и снижению способности материала к упрочнению, что приводит к более низким скоростям полосы, V , и более высоким значениям локальной скорости деформации внутри полосы деформации, $\dot{\epsilon}_{loc}$. Так, наибольшая V и наименьшая $\dot{\epsilon}_{loc}$ наблюдалась в КЗ сплаве, показывающем наибольшую пластичность. Установлено, что динамический механизм, состоящий в распространении полос деформации, был получен при $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ для всех микроструктурных состояний AlMg сплава, несмотря на подавление скачков прерывистого течения в сплаве с СМК структурой. Сплав AlMgScZr демонстрирует непрерывное и скачкообразное распространение деформационных полос в КЗ и МЗ состояниях, соответственно, в согласии с деформационными кривыми при скорости деформации 10^{-3} с^{-1} , тогда как распространение полосы деформации наблюдалось при гладком пластическом течении в СМК состоянии, аналогично AlMg сплаву. Все установленные закономерности могут быть представлены в общей схеме, демонстрирующей эффективность релаксации внутренних напряжений на которую влияют как частицы, так и границы зерен.

Исследование СП было проведено для AlMgScZr сплава с МЗ и СМК структурой. На графиках зависимостей коэффициента скоростной чувствительности (m) от скорости деформации хорошо различимы три характерные для сверхпластичных материалов области деформации (рис. 2). МЗ сплав демонстрирует относительное удлинение при растяжении $\sim 365\%$ с соответствующим коэффициентом скоростной чувствительности $m \sim 0,3$ при низкой температуре 175°C ($0,3 T_{пл}$) и $\dot{\epsilon} = 1,4 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ (рис. 2 (а)). Самая высокая сверхпластичность $\sim 1200\%$ в области низких температур для МЗ сплава была получена при температуре 275°C ($0,47 T_{пл}$) и $5,6 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ с соответствующим коэффициентом скоростной чувствительности $m \sim 0,49$

(рис. 2 (а)). При температуре 450°C (0,78 $T_{пл}$) и высокой скорости деформации $5,6 \times 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ была достигнута максимальная пластичность в ~3300% МЗ сплава. Установлено, что механизмом низкотемпературной и высокоскоростной СП в МЗ AlMgScZr сплаве является зернограничное скольжение контролируемое зернограничной самодиффузией.

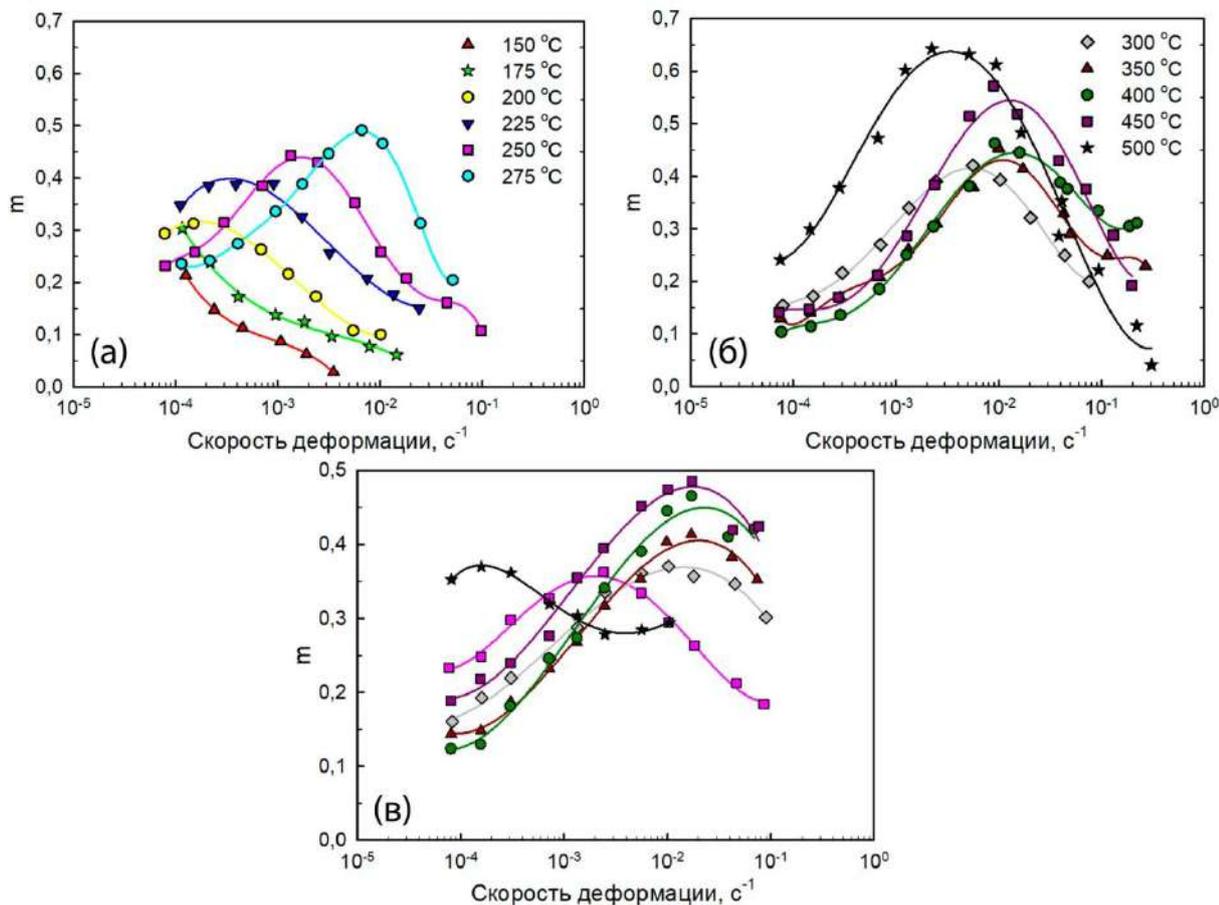


Рисунок 2 – Изменение коэффициента скоростной чувствительности со скоростью деформации для МЗ AlMgScZr сплава в температурных интервалах 150–275°C (а) и 300–500°C (б), а также для СМК сплава в интервале температур 250–500°C (в).

СМК сплав демонстрирует высокую пластичность $\geq 600\%$ при соответствующем значении $m > 0,4$ при температурах 400 и 450°C и высокой скорости деформации в диапазоне от $1,4 \times 10^{-2}$ до $5,6 \times 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ (рис. 2 (в)). Самое высокое относительное удлинение до разрушения ~ 1440% с соответствующим коэффициентом скоростной чувствительности ~0,42 появляется при температуре 450°C и скорости деформации $1,4 \times 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ (рис. 2 (в)). Сверхпластическая деформация сопровождается превращением из лентообразной структуры в полностью рекристаллизованную структуру. Сверхпластичность ограничивается образованием цепочек пор вдоль направления растяжения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение № 17-72-20239) с использованием оборудования ЦКП "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

ТЕОРИЯ ДВИЖЕНИЯ ДОМЕННЫХ ГРАНИЦ В СТРУКТУРНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ 1-ГО РОДА В СИСТЕМАХ С УЗКИМ ГИСТЕРЕЗИСОМ

^{1,2}Метлов Л.С., ³Коледов В.В., ³Шавров В.Г., ¹Заворотнев Ю.Д., ^{1,4}Техтелев Ю.В.

1) Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, 83114, Донецк, Украина

2) Донецкий национальный университет, 83001, Донецк, Украина

3) Институт радио и электроники им. А.А. Котельникова РАН, г. Москва, РФ

4) Луганский национальный университет им. Т.Г. Шевченко, г. Луганск, Украина

e-mail: ismet@donfti.ru

Сплавы и соединения кубической симметрии с многомнимным термодинамическим потенциалом, перовскиты, шпинели, гранаты, а также сплавы и соединения, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ), составляют важный класс материалов, имеющих практическое и научное значение. Переходы между минимумами термодинамического потенциала в большинстве случаев протекают, как фазовые переходы 1-го рода, которым свойственен гистерезис. Особое значение имеют материалы с узким гистерезисом, поскольку в этом случае структура материала до и после перехода не сильно различается, благодаря чему в таких материалах возможны когерентные явления и спонтанные переходы между потенциальными ямами [1-3]. Наиболее яркими представителями таких материалов являются сплавы и соединения, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ).

В работах [1-3] рассматривались небольшие по размеру однородные системы, в которых фазовый переход (1-го рода) протекал одновременно во всем объеме. В то же время, наличие внутренних границ между фазами может существенно отразиться на характере кинетики структурного перехода. Между различными доменами может возникнуть «взаимопомощь» или взаимодействие, когда домен с более глубокой потенциальной ямой пытается затянуть в себя соседние домены, с менее глубокими потенциальными ямами, в результате чего вероятность его реализации может существенно возрасти. Для описания неоднородных доменных структур в методах теории фазовых полей используют уравнения типа Гинзбурга-Ландау [4, 5].

К примеру, в случае однородной задачи структурная часть свободной энергии сплавов Гейслера $Ni_{2-x}Mn_{1+x}Ga$ имеет вид [6]

$$\Phi_s = \Phi_0 + \frac{1}{2} a (e_2^2 + e_3^2) + \frac{1}{3} b e_3 (e_3^2 - 3 e_2^2) + \frac{1}{4} c (e_2^2 + e_3^2)^2 \quad (1)$$

где e_2 и e_3 – сдвиговая и дилатансионная составляющая деформации (вторичные параметры порядка), которые связаны с тензором деформации [6]

$$e_2 = (e_{xx} - e_{yy}) \sqrt{\frac{1}{2}}, \quad e_3 = (2e_{zz} - e_{xx} - e_{yy}) \sqrt{\frac{1}{3}} \quad (2)$$

Потенциальный рельеф свободной энергии (1) на плоскости $e_3 - e_2$ приведен на рис.1. В силу наличия осей третьего порядка свободная энергия имеет три эквивалентных мартенситных минимума 1-3 (энергетическое вырождение). В силу принципа Кюри ниже температуры мартенситного перехода система разбивается на домены с приблизительно одинаковым представителем всех мартенситных фаз. При наличии внешнего воздействия, например, периодическая сила в направлении указанном горизонтальными стрелками на рис. 1, вырождение снимается, и в этом случае динамика фазового перехода будет определяться одним из мартенситных минимумов (в данном случае 1) и аустенитным минимумом 0. Для этого случая, формально полагая $e_2 = 0$, выражение (1) может быть упрощено

$$\Phi_s = \Phi_0 + \frac{1}{2} a e_3^2 + \frac{1}{3} b e_3^3 + \frac{1}{4} c e_3^4 - \sigma e_3 \quad (3)$$

Здесь последнее слагаемое описывает внешнюю силу (напряжение).

Не смотря на то, что выражение (3) является наиболее частным случаем задачи, тем не менее, оно является достаточно универсальным. Например, с его помощью могут быть описаны и сплавы Гейслера, и соединения TiNi или Ti₂NiCu, и др.

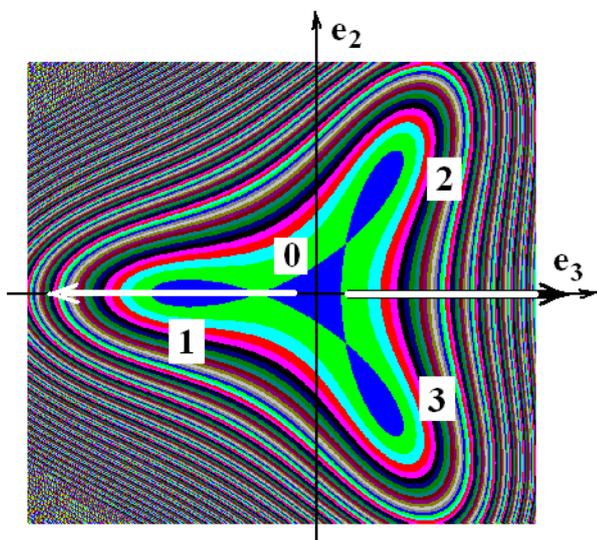


Рисунок 1 - Рельеф свободной энергии на плоскости параметров порядка e_2 и e_3 . 0 – мартенситный минимум, 1, 2 и 3 – три мартенситные минимума. Горизонтальные стрелки указывают направление внешнего воздействия.

каждый со своим набором параметров a , b и c . Причем более короткий мартенсит по сравнению с аустенитной фазой (сплав Гейслера) будет задаваться положительными значениями $b > 0$, а более длинный (соединения TiNi и Ti₂NiCu) отрицательными значениями $b < 0$. При равенстве нулю этого коэффициента фазовый переход становится фазовым переходом второго рода.

Для описания неоднородностей в форме доменных границ рассмотрим функционал свободной энергии в виде

$$\Phi = \int \left(\frac{1}{2} D \left(\frac{\partial e_3(x)}{\partial x} \right)^2 + \Phi_s(x) \right) dx \quad (4)$$

где D – коэффициент, характеризующий взаимодействие параметров порядка в различных областях пространства, по сути, в области границ доменов. Процедура Эйлера приводит к эволюционным уравнениям типа Гинзбурга-Ландау

$$\frac{\partial e_3}{\partial t} = -D \frac{\partial^2 e_3}{\partial x^2} - \gamma \left[e_3 (a + b e_3 + c e_3^2) - \sigma \right] \quad (5)$$

Если отбросить алгебраическую часть уравнения (5), то при $D < 0$ оно представляет собой, по сути, диффузионное уравнение. Параметр порядка, как бы «диффундирует» от большего к меньшему значению. В то же время «диффузия» параметра порядка осуществляется не в однородном пространстве, а на «пересеченной местности» в соответствии с рельефом свободной энергии.

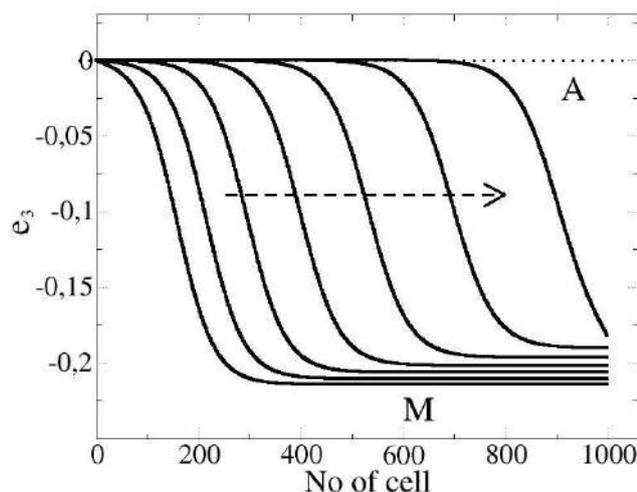


Рисунок 2 - Движение профиля доменной границы мартенсит-аустенит при нагревании с шагом при нулевой внешней нагрузке. А – аустенитная, М – мартенситная фаза. Стрелка указывает направление изменения профиля при нагревании.

«Диффузия» (взаимодействие) как бы снижает потенциальный барьер, в результате чего соседняя ячейка переходит в новое состояние раньше, нежели бы она перешла сама по себе. После перехода граница между доменами передвигается на одну ячейку и т.д.

Для моделирования движения доменной границы можно ограничиться 1D цепочкой, состоящей из малых элементов среды, в которых успевает устанавливаться однородное состояние. Для описания эволюции параметра порядка в этих областях можно пренебречь неоднородной частью уравнения (5) и ограничиться только алгебраической частью (уравнение типа Ландау-Халатникова). Алгебраические части, входящие в (5)

со знаком “плюс” отвечают за генерацию параметра порядка, со знаком “минус” за его аннигиляцию. Уравновешивание этих тенденций приводит к наступлению стационарного (равновесного) состояния в данном элементе среды.

Отметим, что для существования самой доменной границы совершенно необходимо, чтобы коэффициент b не равнялся нулю $b \neq 0$, что является признаком фазового перехода первого рода. При уменьшении этого коэффициента по абсолютной величине доменная граница становится шире и при нулевом значении полностью размывается. Для сплавов и соединений, обладающих эффектом памяти формы, как раз типичным является малое значение этого коэффициента, вследствие чего фазовые переходы в них близки к фазовым переходам второго рода. Для таких материалов типичным является узкий гистерезис и невысокий потенциальный барьер, разделяющий мартенситные и аустенитный минимумы, вследствие чего в них, в отличие от мартенситных переходов в сталях [7], возможно флуктуационное или шумовое преодоление потенциальных барьеров (спонтанные фазовые переходы) [1-3].

Зародыш новой (при нагревании аустенитной) фазы будем моделировать граничными условиями, задавая на левом конце цепочки нулевое значение параметра

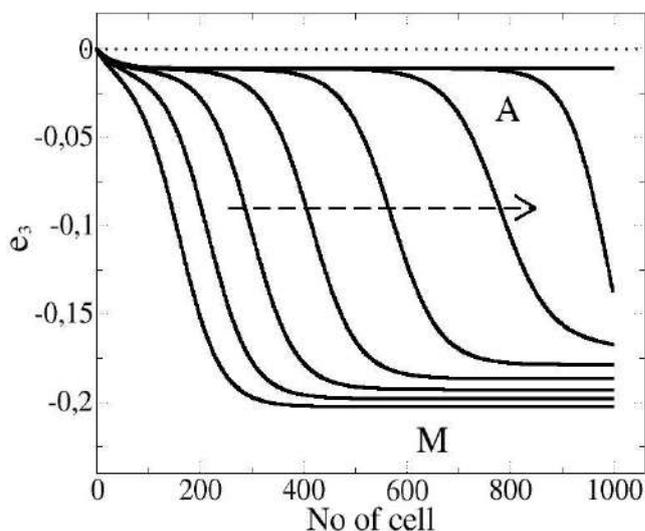


Рисунок 3 - Движение профиля доменной границы мартенсит-аустенит при нагревании с некоторым постоянным шагом при ненулевой внешней нагрузкой. Обозначения те же, что и на рис. 2 .

порядка $e_3 = 0$. В этом случае при нагревании с постоянным шагом в определенный момент профиль доменной границы начинает перемещаться слева направо, причем скорость его движения будет увеличиваться при более высокой температуре.

Для сравнения на рис. 3. приведено движение профиля доменной границы при наличии внешней одноосной сжимающей нагрузки для сплава типа Гейслера. Сжимающая нагрузка приводит к более устойчивому существованию более короткой в данном случае мартенситной фазы. Поэтому при общем качественном сходстве с рис. 2 в этом случае переход в аустенитную фазу протекает в более поздние времена (при более высокой температуре). Кроме того, параметр порядка в аустенитной фазе не равен нулю (см. рис. 3), что связано с его поляризацией внешней силой.

ЛИТЕРАТУРА

- 1) Л.С. Метлов, В.В. Коледов, В.Г. Шавров. ФТВД. 28, 1, 46 (2018).
- 2) Л.С. Метлов, В.Д. Пойманов. ФТВД. 28, 1, 62 (2018).
- 3) Л.С. Метлов. // ФТВД. 29, 1, 28 (2019).
- 4) A. Planes, T. Castan A. Saxena. Philosophical Magazine. 94, 17, 1893 (2014).
- 5) A. Onuki. Phase Transition Dynamics, Cambridge: Cambridge university press, 2004. – 714 p.
- 6) A.N. Vasil'ev, A.D. Bozhko, V.V. Khovailo, et al. Phys. Rev. B. 59, 1113, (1999).
- 7) M.P. Kashchenko, V.J. Chashchina, Lett. Mater. 5(1). 82 (2015).

**ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ТРАНСФОРМАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ
ИНДЕНТИРОВАНИИ В КРИСТАЛЛАХ ZrO_2 ЧАСТИЧНО СТАБИЛИЗИРОВАННЫХ
 Gd_2O_3**

**Числов А.С., Борик М.А., Кулебякин А.В., Ломонова Е.Е., Милович Ф.О.,
Мызина В.А., Табачкова Н.Ю.**

¹*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия,*

²*Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия,*

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

Chislov.artem@bk.ru

Материалы на основе ZrO_2 , частично стабилизированные оксидами редкоземельных металлов, заняли заметное место среди конструкционных материалов и нашли применение в самых разных областях. Благодаря высоким механическим характеристикам, способности работать в условиях агрессивных окислительных сред, биологической и химической инертности и повышенной жаропрочности, такие материалы используются для термобарьерных покрытий при построении газовых турбин, а также в медицине и высокотемпературной электрохимии. Керамические материалы частично стабилизированного диоксида циркония широко используются в качестве деталей конструкций в приборостроении. Структурные, механические и электрические свойства таких керамических материалов в значительной степени зависят от их микроструктуры (размеров зерен, характера распределения компонентов твердого раствора по объему и границам зерен, наличия пор и т.д.), которые в свою очередь определяются технологическими условиями синтеза. В отличие от керамики, при получении материалов в виде монокристаллов, влияние этих факторов можно исключить.

В данной работе все исследования проводились на монокристаллических образцах. Методом направленной кристаллизации в холодном контейнере были выращены кристаллы твердых растворов на основе ZrO_2 , легированные Gd_2O_3 в диапазоне концентраций от 2 до 4 мол%. В ходе исследования была изучена структура и фазовый состав монокристаллов методами рентгенодифракционного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и комбинационного рассеяния света. Механические свойства образцов были измерены методом микроиндентирования по Виккерсу.

Исследование фазового состава показало наличие моноклинной фазы только в одном образце 2GdSZ, остальные кристаллы содержали две тетрагональные фазы t и t' , принадлежащие к пространственной группе симметрии $P42/mnc$, но отличающиеся степенью тетрагональности. Фаза (t) с соотношением $c/\sqrt{2}a = 1,014-1,015$ при механических воздействиях испытывает тетрагонально моноклинный переход, при появлении которого может быть реализован трансформационный механизм упрочнения. Напряжения сжатия возникающие в следствии разницы объемов тетрагональной и моноклинной фаз блокируют распространение микротрещины. Так называемая «нетрансформируемая» фаза (t') имеет степень тетрагональности $c/\sqrt{2}a = 1.005-1.006$ и не испытывает фазовые превращения даже при интенсивном истирании образца в порошок. При увеличении суммарной концентрации стабилизирующей примеси незначительно увеличивается количество t' -фазы и уменьшается количество t -фазы.

На пластинах, вырезанных из кристаллов перпендикулярно направлениям $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ были проведены измерения микротвердости и трещиностойкости. При этом значение микротвердости практически не зависит от кристаллографической ориентации кристалла и незначительно увеличиваются при увеличении концентрации стабилизирующего оксида. Наличие анизотропии значений исследовали также в зависимости от направления диагоналей индентора относительно кристаллографической ориентации в плоскости образца. Анизотропии значений микротвердости при этом обнаружено не было. Наименьшим значением трещиностойкости обладал кристалл 2GdSZ, что вероятно обусловлено наличием моноклинной фазы. При увеличении концентрации оксида гадолиния наблюдается уменьшение значений трещиностойкости, связанное с изменением фазового состава кристаллов. Уменьшение доли трансформируемой тетрагональной фазы снижает вклад трансформационного механизма упрочнения. Зависимость значений трещиностойкости от направления диагонали индентора заметно проявлялась в кристаллах 2.8 GdSZ и 3.2 GdSZ на плоскостях $\{100\}$ и $\{110\}$, на плоскости $\{111\}$ она была менее выраженной. Для кристаллов 2 GdSZ, 3.7 GdSZ и 4 GdSZ анизотропию значений трещиностойкости в зависимости от разного направления диагоналей индентора не наблюдали.

Особенности тетрагонально-моноклинного перехода при индентировании, были исследованы на основании распределения моноклинной фазы внутри и вокруг отпечатков индентора в зависимости от концентрации стабилизирующего оксида. Независимо от направления сканирования по точкам, относительное содержание моноклинной фазы в области отпечатка уменьшается с увеличением концентрации Gd_2O_3 . Сравнение полученных данных концентрационной зависимости интенсивности тетрагонально - моноклинного фазового перехода с данными трещиностойкости кристаллов показывает общую тенденцию уменьшения значений трещиностойкости с уменьшением интенсивности тетрагонально - моноклинного фазового перехода.

Таким образом, увеличение концентрации Gd_2O_3 в кристаллах от 2.8 до 4.0 мол.% приводит к уменьшению содержания трансформируемой тетрагональной t-фазы, уменьшению ее степени тетрагональности и уменьшению интенсивности тетрагонально - моноклинного фазового перехода при индентировании. Все эти факторы в конечном итоге приводят к уменьшению трещиностойкости кристаллов с увеличением концентрации Gd_2O_3 .

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №18-13-00397.

ANALYSIS FRACTURES OF TINI ALLOY IN STATES WITH DIFFERENT GRAIN SIZES

^{1,2}Churakova A.A., ^{1,2}Gunderov D.V.

¹IMCP UFRC RAS, Prospekt Oktyabrya 151, Ufa, Russia, 450075

²USATU, Karl Marks street, 12, Ufa, Russia, 450008

e-mail: churakovaa_a@mail.ru

TiNi (Nitinol) alloys are an important class of shape memory alloys (SMAs). They are well known for their shape memory effect, superelasticity, and have found several important applications. This alloys are used as functional materials in mechanical actuation systems, couplings [1], biomedical equipment and biomedical implants [1,2]. In some cases, the level of properties of alloys in a coarse-grained state is not enough. There are various methods for increasing the mechanical and functional properties of these alloys - rolling, rotational forging, and others. Methods for enhancing performance include severe plastic deformation (SPD) methods [3–10]. Test specimens were prepared from a commercially available TiNi alloy (MATEK-SMA Ltd., Russia), manufactured by the vacuum-induction melting method - the $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ alloy (at.%) of stoichiometric composition. The $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ alloy was preliminary quenched from 800 °C in water. To obtain the UFG state, the $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ alloy, was subjected to ECAP at a temperature of 450 °C, the angle of intersection of the equipment channels was 120°, the number of ECAP cycles was $n=8$ [9,10]. The nanocrystalline structure was formed using the highpressure torsion (HPT) method with a rotation speed of $n=5$ at room temperature and subsequent annealing at 350 °C for 1 hour. To analyze the nature of the fracture of the specimens after mechanical testing, the studies were performed on a JEOL JSM 6395 scanning electron microscope (SEM) (Japan) in the secondary electron (SE) mode, the accelerating voltage was $U = 10$ and 20 kV. An increase in the temperature of the tests leads to a change in the nature of fracture from quasi-brittle - brittle (with shallow dimples) at room temperature to viscous (with clear dimples) at elevated temperatures. This behavior is characteristic of TiNi alloys both in coarse-grained and ultrafine-grained states; however, the diameter of the dimples in the ultrafine-grained state is much smaller than in the coarse-grained. In the nanocrystalline state, an increase in the test temperature, as a rule, does not lead to a change in the nature of fracture – both at room temperature and at 400° C – the fracture pattern remains brittle with characteristic cleavage facets. However, in some areas of the fracture, dimples characteristic of viscous fracture may be observed.

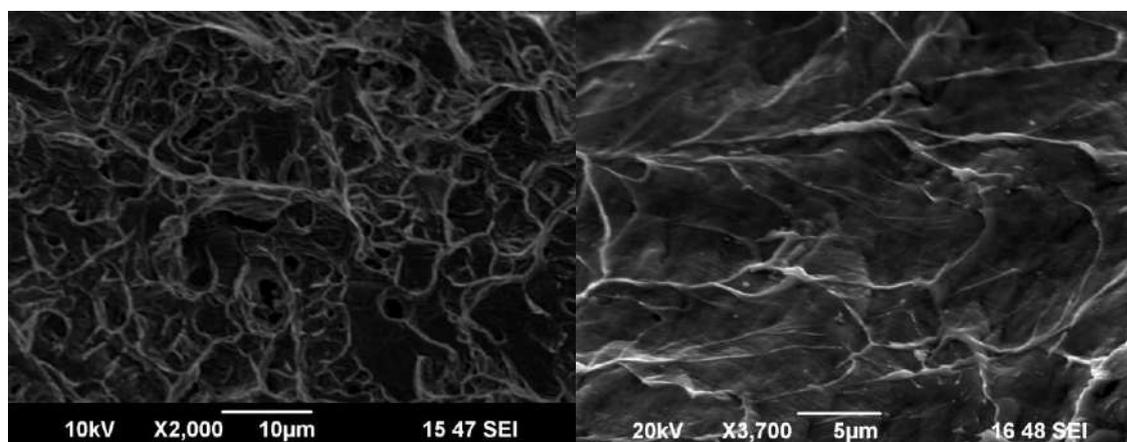


Figure 1 - Fractography of fractures of the $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ alloy in a coarse-grained state (a), nanocrystalline state (b)

ЛИТЕРАТУРА

1. Khachin V.N., Pushin V.G., Kondratiev V.V.//M.: Science. 1992. 161 p.
2. Brailovski V., Prokoshkin S., Terriault P. and Trochu F.// Montreal: Ecole de technologie superieure (ETS). Universite du Quebec. Canada. 2003. - 851 p.
3. Valiev R.Z. // Nature Materials. 2004. V.3. - P. 511-516.
4. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. // M.: Akademkniga. 2007. 398 p.
5. Pushin V.G., Valiev R.Z., Zhu Y.T., Gunderov D.V., Kuntsevich T.E., Kourov N.I., Uksusnicov A.N., Yurchenko L.I. // Materials Trans. 2006. V. 47. - P. 694 – 697.
6. Stolyarov V.V. // Materials letters. 2011. V.1. P. 75-77.
7. Pushin V.G., Stolyarov V.V., Gunderov D.V., Valiev R.Z., Lowe T.C., Zhu Y.T. // Mater. Sci and Eng.A. 2005. V. 410–411. Issue 25. - P. 386–389.
8. Gunderov D., Lukyanov A., Prokofiev E. and Pushin V. // Eur. Phys. J. Special Topics. 2008. V. 158. - P. 53–58.
9. Valiev R.Z., Gunderov D.V., Lukyanov A.V., Pushin V.G. // Journal of Materials Science. 2012. V.47. Issue 22. - P. 7848-7853.
10. Dudarev E.F., Valiev R.Z., Kolobov Yu.R., Lotkov A.I., Pushin V.G., Bakach G.P., Gunderov D.V., Dyupin A.P., Kuranova N.N. // The Physics of Metals and Metallography. 2009. V. 107. Issue 3. - P. 298-311.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА И ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Al–1.5Cu

Мавлютов А.М., Яппарова Э.Х.

*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
a.m.mavlyutov@gmail.com*

Деформируемые термически упрочняемые сплавы системы Al–Cu, содержащие 3–5 масс.% Cu, являются широкораспространенными коммерческими сплавами благодаря хорошей комбинации прочности и пластичности при комнатной и повышенных (до 250 °С) температурах [1,2]. Однако высокое содержание меди существенно снижает электропроводность сплавов данной системы [3]. В связи с этим, задача формирования микроструктуры, обеспечивающей комбинацию высокой прочности, пластичности и электропроводности, требует использования новых технологических подходов повышения прочности, которые позволят снизить содержание меди в данных сплавах. Такие подходы могут быть разработаны с использованием методов интенсивной пластической деформации, которые зарекомендовали себя как эффективный способ повышения прочности алюминиево-медных сплавов, благодаря измельчению зеренной структуры до ультрамелкого и нанокристаллического размеров [4]. В недавних работах для технически чистого Al в ультрамелкозернистом состоянии был предложен новый подход повышения прочности и пластичности путём кратковременного низкотемпературного отжига и малой дополнительной деформации [5].

В данной работе исследовано влияние отжига и дополнительной деформации на механические и электрические свойства ультрамелкозернистого сплава Al–1.5 масс.%Cu, предварительно обработанного интенсивной пластической деформацией кручением (ИПДК).

Заготовки были подвергнуты обработке ИПДК на прессе Walter Klement GmbH НРТ-07 под давлением 6 ГПа на 10 оборотов при комнатной температуре (КТ) [4]. В результате были получены диски диаметром 20 и толщиной ~1.5 мм. Далее образцы были подвергнуты отжигу при температурах 100–180 °С и длительностью отжига до 60 мин. Образцы после отжига подвергались дополнительной обработке ИПДК на 0.25 оборота при КТ. Микротвёрдость образцов была исследована на микротвердомере Shimadzu HМV-G по методу Виккерса с нагрузкой 1 Н и временем выдержки 10 с. Испытания образцов на одноосное растяжение были проведены на испытательной машине Shimadzu AG-XD Plus при комнатной температуре со скоростью $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, деформация образцов контролировалась видеоэкстензометром TRViewX 55S. Удельная электропроводность образцов была измерена вихретоковым измерителем ВЭ-27 НЦ/4–5.

На рис. 1, а представлена зависимость микротвёрдости образцов от длительности отжига при различных температурах. Как видно микротвёрдость образцов снижается с увеличением длительности отжига независимо от температуры, а также снижается удельное сопротивление (рис. 1, б), что указывает на распад твёрдого раствора, очищение алюминиевой матрицы от атомов легирующих элементов и формирование частиц вторичной фазы [3].

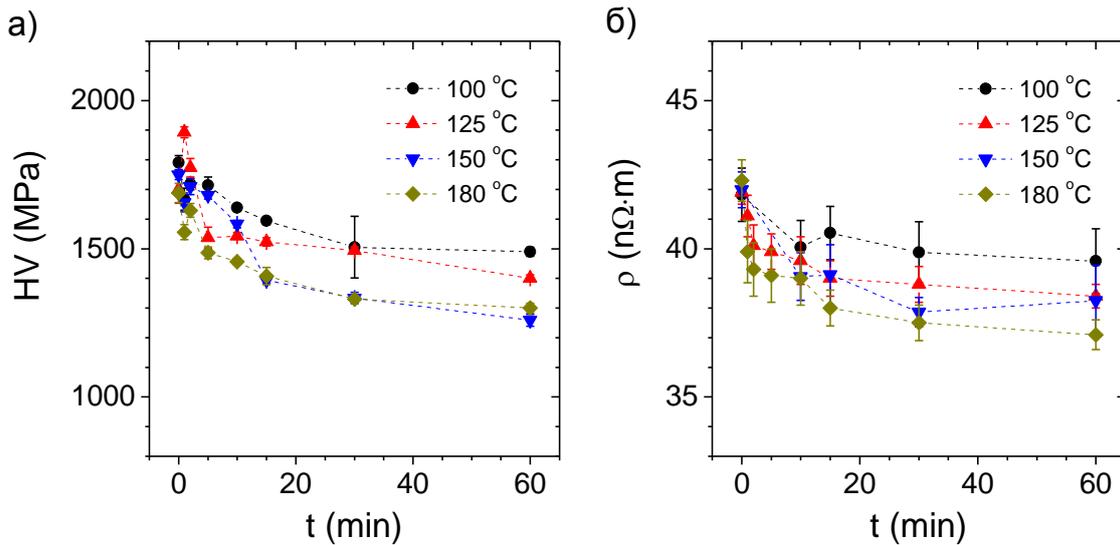


Рисунок 1 – Зависимость микротвердости (а) и удельного сопротивления (б) от длительности отжига образцов Al–1.5Cu, обработанных ИПДК, при различных температурах

На рис. 2 представлены типичные диаграммы «напряжение-деформация», полученные для образцов в исходном крупнозернистом состоянии, после обработки ИПДК, после дополнительного отжига при 150 °C в течение 1 ч, после дополнительной обработки ИПДК. Как видно, обработка ИПДК приводит к существенному росту предела прочности (до ~650 МПа) и снижению пластичности образцов (до ~3%), отжиг при 150 °C приводит к снижению прочности и охрупчиванию образцов, что, наиболее вероятно, связано с сегрегацией атомов Cu в границы зерен [6]. Дополнительная деформация кручением на 0.25 оборота приводит к повышению пластичности до уровня, характерного пластичности исходного КЗ образца, при этом предел прочности сохраняется на уровне отожженного образца (~450 МПа).

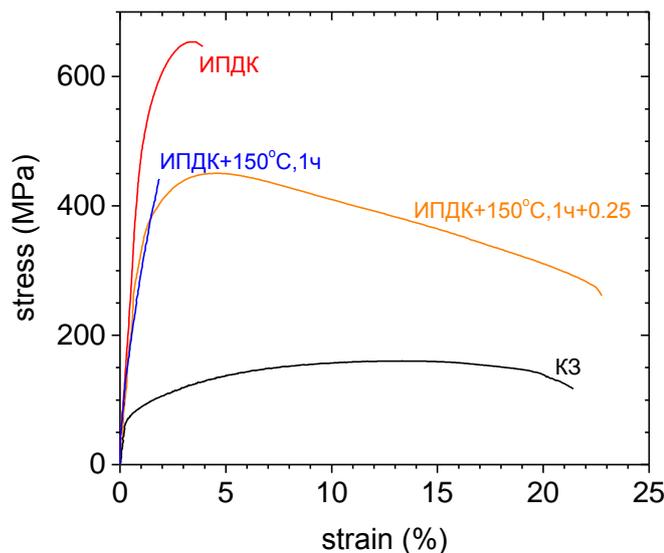


Рисунок 2 – Типичные диаграммы «напряжение–деформация» для образцов сплава Al–1.5Cu при различных режимах обработки

Таким образом, в работе предложен новый подход одновременного повышения прочности и пластичности сплава Al–1.5 мас.% Cu, который заключается в

комбинировании кратковременного низкотемпературного отжига и небольшой дополнительной деформации образцов в ультрамелкозернистом состоянии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда. Грант №19-79-00114.

ЛИТЕРАТУРА

[1] J.E. Hatch (Ed.), Aluminum: Properties and Physical Metallurgy, ASM Metals, 1984.

[2] International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys, The Aluminum Association Publications, Arlington, 2015.

[3] L.F. Mondolfo, Aluminum Alloys: Structure and Properties, Elsevier, 2013.

[4] A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. Prog. Mater. Sci. 53, 893 (2008).

[5] А.М. Мавлютов, Т.А. Латынина, М.Ю. Мурашкин, Р.З. Валиев, Т.С. Орлова. ФТТ59, 10, 1949 (2017).

[6] Y. Nasedkina, X. Sauvage, E.V. Bobruk, M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev, N.A. Enikeev. JALCOM 710, 736 (2017).

АВТОМАТИЧЕСКАЯ РЕГИСТРАЦИЯ ДЛИНЫ РАСПРОСТРАНЯЮЩЕЙСЯ ТРЕЩИНЫ В ТОКОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛАХ

Кийко В.М.¹, Хвостунков К.А.², Оджаев Р.К.², Пиженин Д.Г.¹, Абашкин С.А.¹

¹Институт физики твердого тела РАН,

г. Черноголовка Московской области, Россия, kijko@issp.ac.ru

²Московский государственный университет, г. Москва, Россия,

khvostunkov@gmail.com

Работа относится к области преобразования механических величин в электрические. Исследуется зависимость между длиной трещины и распределением электрических потенциалов по поверхности плоского токопроводящего образца, через который пропускается электрический ток, как схематично показано на рисунке 1а. Геометрия распределения поля потенциалов не зависит ни от величины тока через образец, ни от величины электропроводности материала образца, ни от его температуры. Так, например, в уравнении Лапласа $\Delta\varphi=0$, описывающее это распределение с соответствующими граничными условиями, указанные величины не входят. Если образец содержит трещину, то при изменении ее длины изменяется и картина распределения эквипотенциальных линий, связанная с этим. Регистрация этих изменений позволяет устанавливать соответствие между длиной трещины и положением эквипотенциальных линий.

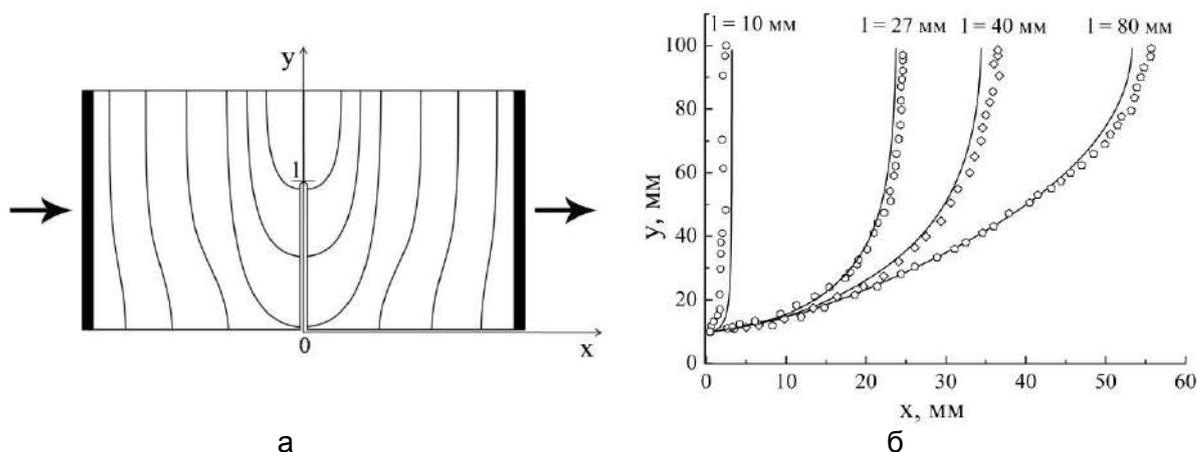


Рисунок 1 – Схема расположения эквипотенциальных линий по поверхности плоского образца при пропускании через него электрического тока, показанного стрелками, l – длина боковой трещины (а); б – положение эквипотенциальных линий, проходящих через точку $(0, 10)$ – в миллиметрах, – в зависимости от длин боковой трещины (указано в поле графика) при ширине образца 100 миллиметров: сплошные линии – результаты аналитического решения, точки – определение положения эквипотенциальных линий «вручную»

Распределение электрических потенциалов в образце устанавливается путем аналитического решения на основе использования конформного отображения в двумерной постановке, и результаты расчетов сравниваются с данными экспериментов, рисунок 1б. Это открывает возможности установления взаимно-однозначного соответствия геометрии развивающейся трещины с геометрией распределения электрических потенциалов и автоматического управления экспериментами, связанными с распространением трещины в материале образца, а в перспективе и в реальных конструкциях.

Схема слежения за изменением координаты x «выхода» эквипотенциальной линии, проходящей через неподвижную точку контакта M , находящуюся в начале трещины, на кромку образца показана на рисунке 2а. В точке M располагают

неподвижный измерительный контакт. Перемещением вдоль кромки образца на уровне y^1 подвижного измерительного контакта находится такое его положение, при котором напряжение между точками М и N(x_1, y^1) равно нулю, что контролируется показаниями вольтметра V. В этом случае точки М и N окажутся на одной эквипотенциальной линии. Увеличение длины трещины от l_1 до l_2 на Δl ведет к изменению геометрии поля потенциалов и, следовательно, проходящая через точку М эквипотенциальная линия займет положение MN'. На кромке будет новая точка N', отличная по положению от точки N, такая, что напряжение между М и N' будет отсутствовать. Новое положение N'(x_2, y^1) подвижного контакта находится перемещением контакта из точки N на Δx вдоль кромки образца. Таким образом устанавливается взаимно-однозначное соответствие между приростом длины трещины $\Delta l = l_2 - l_1$ и перемещением контакта $\Delta x = x_2 - x_1$. Перемещение контакта можно осуществлять как вручную, так и автоматически. На рисунке 2б показаны результаты, полученные вручную, автоматически и расчетом.

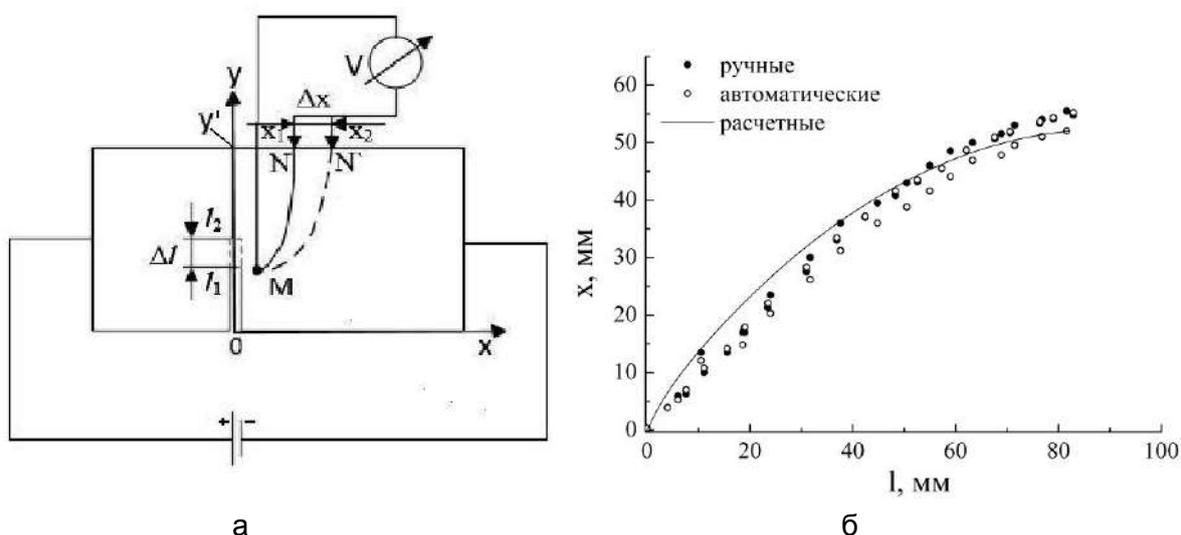
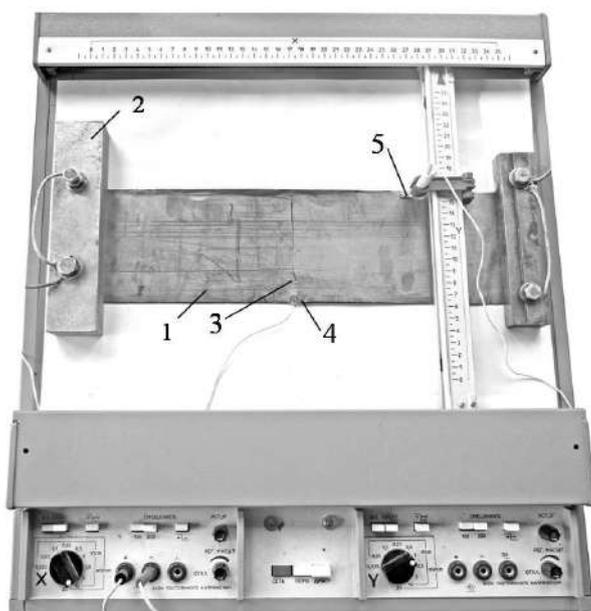


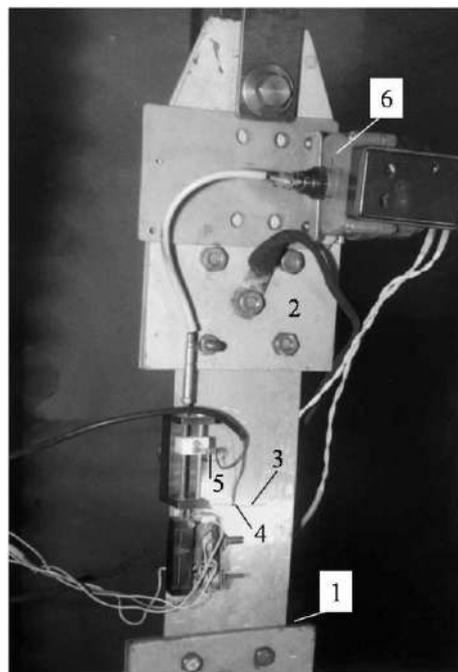
Рисунок 2 – Схема преобразования величины подраста длины трещины Δl в перемещение подвижного контакта Δx (а); б – зависимости перемещения x подвижного измерительного контакта от длины боковой трещины l , полученные вручную, автоматически и расчетом

Зависимость, показанная на рисунке 2б, по-существу является тарировочной. Экспериментальное получение «точек» на графике выполнялось в модельном варианте на полосе из листового терморасщепленного графита толщиной 1.5 мм (1 на рисунке 3а) шириной 100 мм. Через образец пропускался постоянный ток 2А с помощью токоподводов 2, обеспечивающих равномерное распределение тока по торцам образца. Боковая трещина имитировалась разрезом 3. «Вручную» положение подвижного контакта определялось штангельциркулем, и соответствующие точки нанесены на график рисунка 2б. Автомат для экспериментов выполнен на базе промышленного двухкоординатного самописца Н307, адаптированного под рассматриваемые задачи. Неподвижный контакт 4 закреплялся в начале трещины, через который проходила исходная линия равного потенциала. Другой конец этой линии выходил на верхнюю (по рисункам 1а, 2а, 3а) кромку образца. Его положение определялось автоматически. Напряжение, подаваемое с неподвижного – подвижного контактов на вход «х» самописца, управляло перемещением каретки самописца с закрепленным на ней подвижным контактом и выводило его модифицированной схемой самописца на эквипотенциальную линию, проходящую через неподвижный

контакт, всякий раз при изменении длины трещины. Специально добавленный многозаходный потенциометр, связанный с механизмом перемещения каретки, включенный в мостовую электрическую схему, позволял получать на выходе системы электрические напряжения, соответствующие положению каретки. Эти напряжения являются функцией длины трещины. Положения каретки в виде «точек» показаны на рисунке 2б («автоматические» измерения).



а



б

Рисунок 3 – Устройство для проведения модельных экспериментов, связанных с определением распределения электрических потенциалов по поверхности образца (а); б – электромеханическая часть лабораторного устройства для автоматической регистрации длины трещины. 1 – образец, 2 – токоподводы, 3 – трещина, 4 – неподвижный контакт, 5 – подвижный контакт, 6 – реверсивный электродвигатель

Аналогично модельному варианту было изготовлено лабораторное устройство для автоматического измерения длины трещины в листовых образцах из токопроводящих материалов или с таковым покрытием. Испытания с регистрацией длины усталостной трещины в образце из алюминиевого сплава Д16 показаны на рисунке 3б.

**КОМПОЗИТНЫЕ ОКСИДНЫЕ ВОЛОКНА, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ
ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ, ДЛЯ АРМИРОВАНИЯ ХРУПКИХ МАТРИЦ:
СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ**

Кийко В.М.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка Московской области, Россия, kiiiko@jssp.ac.ru*

Волокна, представленные в настоящей работе, нацелены на использование их в качестве армирующей компоненты в жаропрочных композитах. К материалам такого рода, работающим в широком диапазоне температур, предъявляется целый ряд требований, важными из которых являются прочность и трещиностойкость. Последняя характеристика является существенной, поскольку разрабатываемые в настоящее время композитные структуры для высокотемпературных применений, как правило, содержат хрупкие компоненты. Ставилась задача получить волокна, которые обеспечивали бы достаточную прочность и необходимую трещиностойкость таких композитов.

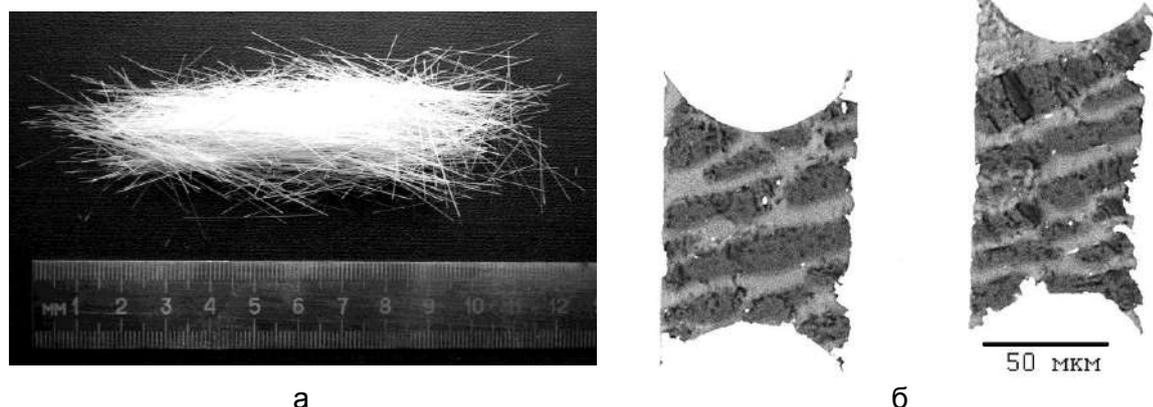


Рисунок 1 – Общий вид партии волокон с исходным составом $\text{Al}_2\text{O}_3 - 4.2\text{вес.}\% \text{CaO}$, скорость вытягивания 2 мм/мин (а); б – поперечные сечения волокон: темные области – оксид алюминия, светло-серые – кальций содержащие оксиды

Для получения волокон использовался метод внутренней кристаллизации [1], в котором пучок волокон кристаллизовался из расплава смеси оксидов алюминия и кальция, или бария, или лантана заданного соотношения [2]. Кристаллизация происходит при вытягивании пучка волокон в холодную зону. Формирующийся в структуре сапфир Al_2O_3 обеспечивает прочность, а гексаалюминаты кальция $\text{CaAl}_{12}\text{O}_{19}$, или бария $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$, или лантана $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$ – трещиностойкость за счет слоистости своей структуры, на относительно слабых плоскостях которой происходит торможение трещин [3]. Скорость вытягивания волокон в холодную зону может быть различной, что, так же как и исходный состав смесей оксидов, определяет характеристики как структуры волокон, так и их механические свойства. Волокна кристаллизуются в трехмерных градиентах тепловых полей в каналах сложной формы из молибдена, что дополнительно влияет на особенности формирования их структуры. Поэтому кроме определяющих компонентов структуры – оксида алюминия (сапфира) и гексаалюминатов – в структуре волокон могут содержаться и другие сложные оксиды.

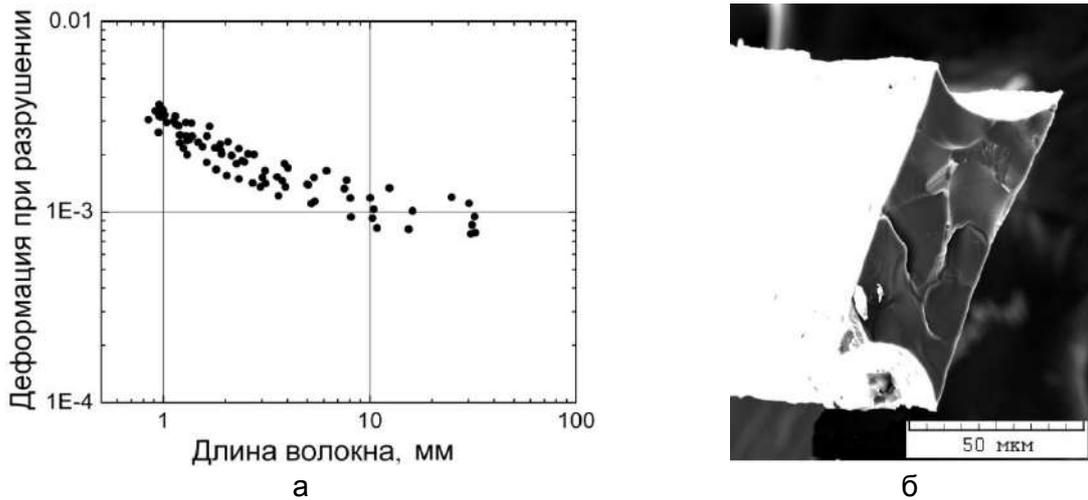


Рисунок 2 – Зависимость предельных деформаций волокон, содержащих оксид алюминия и гексаалюминат кальция, от длины с исходным составом $\text{Al}_2\text{O}_3 - 4.2\text{вес.}\% \text{CaO}$, скорость вытягивания 50 мм/мин; б – поверхность излома волокна: в темно-серых по цвету областях преобладает оксид алюминия, светло-серые области представляют кальций содержащие оксиды

На рисунке 1 показан вид пучка волокон и структура волокон в поперечном сечении (шлиф) на основе оксида алюминия и гексаалюмината кальция.

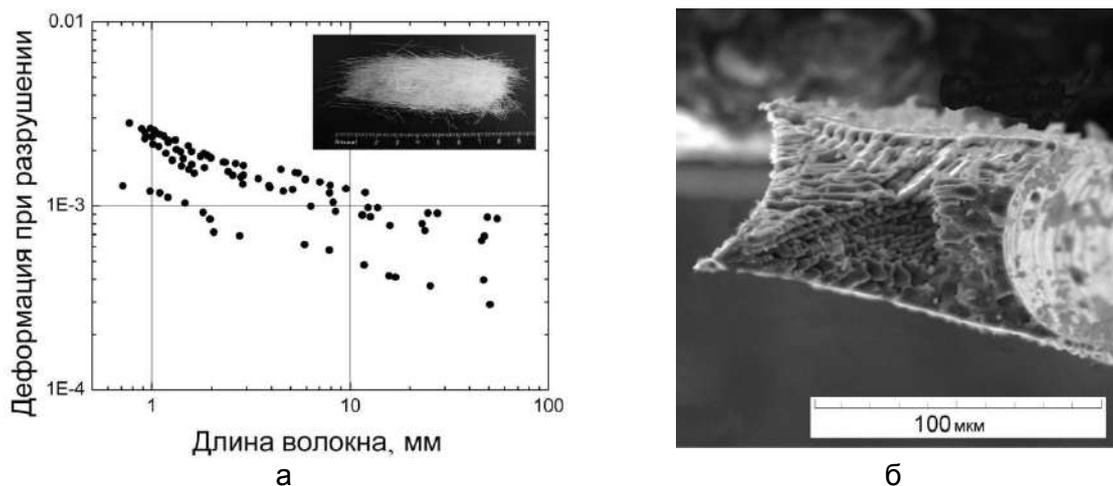


Рисунок 3 – Зависимость предельных деформаций волокон, содержащих оксид алюминия и гексаалюминат бария, от длины с исходным составом, соответствующим $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$, на врезке – вид пучка волокон (а); б – поверхность разрушения волокна, содержащего оксид алюминия и гексаалюминат бария: в темно-серых по цвету областях преобладает оксид алюминия, светло-серые области представляют барий содержащие оксиды

Волокна, были испытаны на прочность в условиях изгиба при комнатной температуре [4]. Деформация при разрушении волокон напрямую определяется по результатам испытаний. Чтобы определить прочность волокна, величину деформации при разрушении следует умножить на значение модуля Юнга материала волокна. При величине модуля Юнга материалов волокон оценочно 350 ГПа прочность волокон на длине в 1 мм составляет более 1000 МПа, что достаточно для их практического применения. На рисунках 2, 3, 4 приведены примеры результатов испытаний волокон.

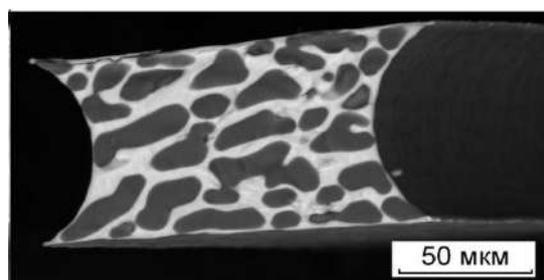
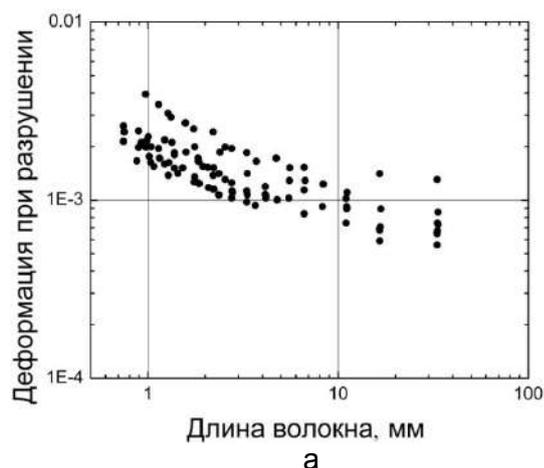


Рисунок 4 – Зависимость предельных деформаций волокон, содержащих оксид алюминия и гексаалюминат лантана, при разрушении от длины с исходным составом, соответствующим $\text{LaAl}_{11}\text{O}_{18}$, скорость вытягивания при кристаллизации волокон 50 мм/мин (а); б – поверхность разрушения волокна, содержащего гексаалюминат лантана (в областях светлого цвета), оксид алюминия (в областях темного цвета)

Развитые поверхности разрушения волокон после испытаний указывают на нехрупкий характер их разрушения. Волокна всех составов были использованы в качестве армирующей компоненты в высокотемпературных композитах с хрупкими матрицами из рекристаллизованного молибдена, интерметаллидов NiAl , Nb_3Al , TiAl и оксида Al_2O_3 . Полученные композиты отвечают требованиям для материалов такого рода.

Работа выполнена в рамках госзадания Института физики твердого тела РАН при частичном финансировании Российским фондом фундаментальных исследований (проект 17-03-01136).

ЛИТЕРАТУРА

1. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. Механика композитных материалов, 1991, № 5, с. 898–908.
2. Phase Equilibria Diagrams ACerS–NIST, 2003. – Version 3. – CD-ROM, Database.
3. J. Cook, J.E. Gordon. A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems. Proceedings of the Royal Society A, 1964, v. 282, iss. 8, pp. 508–520.
4. V.M. Kiiiko, S.T. Mileiko. Evaluation of room temperature strength of oxide fibres produced by the internal crystallization method. Composites Science and Technology, 1999, v. 59, iss. 13, pp. 1977–1981.

ПОЛУЧЕНИЕ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ И УПРУГОСТЬЮ

Баграмов Р.Х.

*Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН,
Москва, Троицк, Россия
bagramov@hppi.troitsk.ru*

Введение

Один из подходов к преодолению проблемы хрупкости может заключаться в использовании новых углеродных материалов с наноструктурой, имеющих повышенную упругость [1, 2]. Под этим свойством подразумевают способность восстанавливать форму после снятия внешнего механического воздействия. Очевидно, свойство упругости и сверхупругости определяется строением материала. В работе [1] показано, что такая структура может иметь так называемые фуллереноподобные особенности и содержать элементы, которые напоминают фрагменты фуллеренов.

Методика

Для получения плотного, компактного материала, имеющего фуллереноподобную структуру, использовали фуллерены C_{60} и C_{70} , и двустадийную обработку. Первая стадия заключалась в обработке в газостате, а вторая состояла в обработке в условиях высоких давлений и температур.

Исходные C_{60} (99.98 % чистоты) и C_{70} (99.8 % чистоты) были приобретены в компании «Фуллерен Центр» (Нижний Новгород, Россия). Обработку в газостате проводили по методике, описанной в [3]. Исходный материал (C_{60} или C_{70}) размещали в графитовом контейнере и помещали в реакционную камеру, которую «промывали» аргоном (99.99% чистоты). Далее аргон служил средой передающей давление. Затем давление повышали до 220 МПа, нагревали до нужной температуры (900, 1400, 1750 $^{\circ}$ C) и выдерживали 50 минут.

Для обработки в условиях высоких давлений и температур использовали оборудование «тороид» [4]. В рабочей зоне помещался трубчатый графитовый нагреватель, внутри которого в защитной оболочке из тугоплавкой фольги был расположен образец. Нагрев осуществлялся прямым пропусканием тока через нагреватель. Температура контролировалась термодарами. Калибровка давления проводилась по скачкам электросопротивления, которые сопровождают фазовые переходы в реперных веществах [5] без температуры.

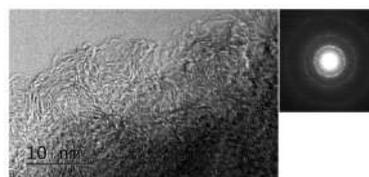
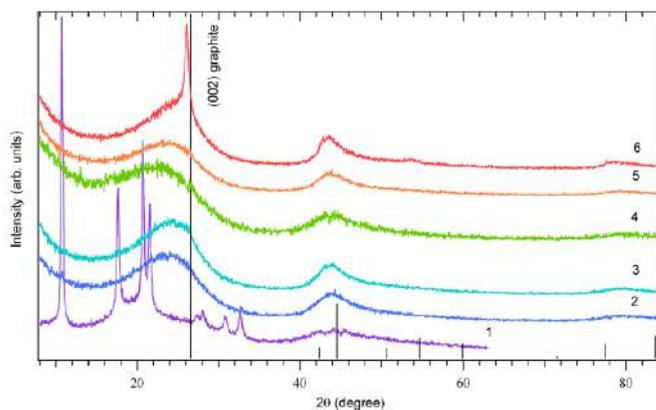
Для исследования структуры использовали дифрактометр ARL X'TRA ($CuK\alpha$ излучение, Si(Li) детектор) и просвечивающий электронный микроскоп JEM-2010.

Для измерений твердости и упругих модулей использовался сканирующий нанотвердомер «НаноСкан 4Д» [6] и метод инструментального индентирования, в соответствии с требованиями ГОСТ Р 8.748-2011(ISO 14577-1:2002). Использовался индентор Берковича – трехгранная алмазная пирамида с углом при вершине 142 $^{\circ}$.

Результаты и обсуждение

Было установлено, что превращение C_{60} и C_{70} при газостатической обработке происходит, в общем, похожим образом. Получаемые структуры малоразличимы, если исследовать их методами рентгеновской дифракции и электронной микроскопии (Рис. 1.). Можно только отметить, что фуллерен C_{70} начинает превращаться при меньшей температуре, чем C_{60} . Фуллерены превращаются с образованием

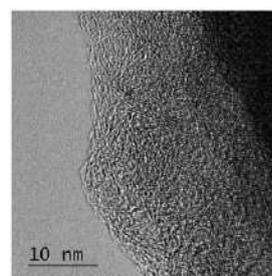
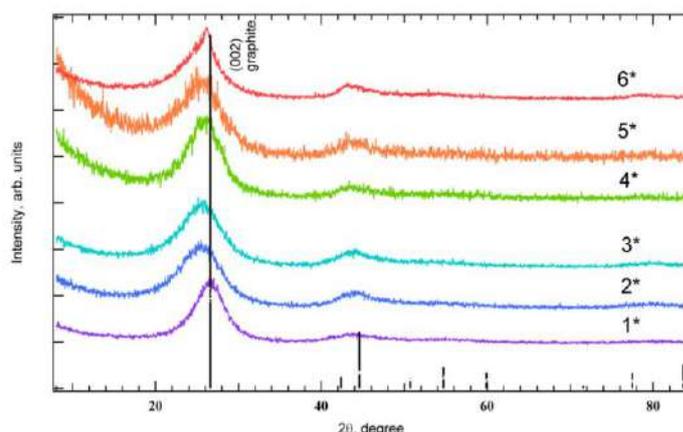
исключительно разупорядоченной структуры. Было установлено, что структура получаемого фуллереноподобного (Рис. 1.) углерода представляет собой изогнутые слои sp^2 углерода с характерными размерами менее 10 нм. При этом такие слои не обязательно образуют замкнутые объекты. Среднее межслоевое расстояние, рассчитанное из положения пика 002, находится в интервале $3.72 \div 3.87 \text{ \AA}$ и уменьшается с температурой обработки (Рис. 1).



Электронная фотография образца C_{60} , обработанного в газостате (аргон/220МПа/1400°С/50минут).

Рисунок 1 - Дифрактограммы образцов, полученных обработкой в аргоне 220МПа 50 минут: 1) $C_{60}/900^\circ\text{C}$; 2) $C_{60}/1400^\circ\text{C}$; 3) $C_{60}/1750^\circ\text{C}$; 4) $C_{70}/900^\circ\text{C}$; 5) $C_{70}/1400^\circ\text{C}$; 6) $C_{70}/1750^\circ\text{C}$. Штрих-диаграмма соответствует графиту (PDF 41-1487).

Далее все образцы были обработаны при давлении 7.7ГПа и температуре 1350° . Дифрактограммы образцов (Рис. 2) свидетельствуют о сохранении в их структуре фуллереноподобных особенностей: косой фон; асимметрия, смещение и уширение дифракционных пиков; отсутствие отражений, характеризующих трехмерную периодичность. Это также подтверждалось прямыми исследованиями при помощи электронной микроскопии (Рис. 2).



Электронная фотография образца C_{60} , обработанного (аргон/220МПа/50минут) + (7.7ГПа/1350°С/1мин).

Рисунок 2 - Дифрактограммы консолидированных образцов, полученных двухстадийной обработкой. Обозначения кривых соответствуют обозначениям в таблице 1. Штрих-диаграмма соответствует графиту (PDF 41-1487).

Для образцов, полученных двухступенчатой обработкой фуллеренов (газостат)+(7.7ГПа/1350°/1min), в таблице 1 представлены измеренные с использованием сканирующего нанотвердомера НаноСкан с индентором Берковича значения: модуля Юнга E , микротвердости H (индентор Берковича) и упругого восстановления R . Приведены также значения плотности ρ и параметра d_{002} решетки.

Таблица 1 - Плотность (ρ), модуль Юнга (E), микротвердость (H), упругое восстановление (R) и усредненное межплоскостное расстояние d_{002} образцов, полученных обработкой в газостате (ГИП), и высоким давлением и температурой (ВДТ)

	1 ^я стадия			2 ^я стадия					No	
	ГИП		d_{002} , Å	ВДТ	ρ , g/cm ³	d_{002} , Å	E, GPa	H, GPa		R, %
	T, °C									
C ₆₀	Аргон 220 МПа	900	-	7.7 ГПа а 1350 °C	2.15	3.37	111	12.5	81.0	1*
		1400	3.78		2.02	3.51	53	8.1	86.3	2*
		1750	3.73		2.00	3.52	50	7.9	91.2	3*
C ₇₀	а 50 мин	900	3.90	С 1 ми н	2.06	3.45	67	12.0	93.4	4*
		1400	3.78		2.02	3.50	57	8.1	95.8	5*
		1750	3.67		1.98	3.52	43	5.4	94.7	6*

На основании результатов рентгеновской дифракции, комбинационного рассеяния и просвечивающей электронной микроскопии было установлено, что фуллереноподобный характер структуры сохраняется во всех компактных образцах, полученных обработкой (7.7 ГПа/1350 °C/1 мин) исходных веществ, синтезированных из C₆₀ и C₇₀ в газостате (аргон/220МПа/50мин/900÷1800 °C).

Проведенный анализ показал, что образцы фуллереноподобного углерода, полученного двухступенчатой обработкой фуллеренов C₆₀ и C₇₀ (газостат)+(7.7ГПа/1350°) имеют достаточно высокую твердость при низкой плотности. По параметру «удельная твердость» H/ρ компактный фуллереноподобный углерод может сравниться с современными керамиками и стеклами [7]. Но, в отличие от них, он обладает свойством сверхупругости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Черногорова О.П., Дроздова Е.И., Блинов В.М., Бульенков Н.А. Российские нанотехнологии. 3, 150-157, (2008).
2. Bagramov R., Serebryanaya N., Kulnitskiy B., Blank V. Fullerenes, Nanotubes and Carbon Nanostructures. 24, 20-24, (2016).
3. Blank, V.D., Gorlov, I.G., Hutchison, J.L., et al. Carbon. 38, 1217-1240, (2000).
4. Khvostantsev L.G., Slesarev V.N., Brazhkin V.V. // High Pressure Research. 24, 371-383, (2004).
5. Decker D.L., Bassett W.A., Merrill L., et al. //J. Phys. Chem. Ref. 1, 1-79, (1972).
6. Гоголинский, К.В., Львова, Н.А., Усеинов, А.С. // Заводская лаборатория. 73, 28-36, (2007).
7. Gong, J., Wang, J., Guan, Z. // J. Mater. Sci. 37, 865-869, (2002).

**МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ
СТАЛЕЙ С РАЗНЫМ СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА
СВОЙСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА И ТРУБ**

Мишетьян А.Р., Шабалов И.П., Филиппов Г.А., Чевская О.Н.
*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,
mishetyan@bk.ru*

В России активно разрабатываются проекты по сооружению газо-, нефтепроводов, используемых для транспортировки больших объемов углеводородного сырья от мест добычи (переработки) до потребителя. С увеличением мощностей, габаритов таких сооружений и при их эксплуатации в условиях постоянного воздействия нагрузок, в том числе, в регионах с различными природными условиями (суровые климатические температуры, подвижные грунты и т.д.), актуальной становится проблема надежности трубопровода, требующая при изготовлении труб применение материала с определенным структурным состоянием, обеспечивающим помимо высокого уровня стандартных механических свойств, хладостойкости, трещиностойкости низкую склонность к деформационному старению.

При производстве листового проката для труб используются высокопрочные низколегированные стали, удовлетворяющие всему комплексу предъявляемых требований, однако на стадии трубного передела и/или при длительной эксплуатации трубопровода возможно проявление деградации свойств металла и связанное с ней снижение надежности трубопровода, что в дальнейшем может негативно сказаться на безопасности его эксплуатации вплоть до возникновения угрозы разрушения трубопровода. В процессе эксплуатации металл труб подвергается деформации, на трубы оказывают воздействие перепады давления, температур, постоянные и переменные нагрузки. В данных условиях возникает возможность протекания в металле деформационного старения, которое приводит к повышению сопротивления движению дислокаций и, следовательно, появлению в металле остаточных микронапряжений. Вследствие этого, в ходе эксплуатации труб уменьшается возможность релаксации локальных напряжений в вершине дефектов, которые присутствуют на поверхности листа (трещины), что повышает склонность металла трубы к хрупкому разрушению.

В работе изучено влияние деформационного старения на свойства трубных сталей с различным структурным состоянием. Приведены исследования стандартных механических свойств, ударной вязкости, хладостойкости, а также микроструктуры в исходном состоянии и после обработки на деформационное старение. Выявлено снижение комплекса свойств в результате деформационного старения. Определены критические степени деформации, при которых отношение σ_T/σ_B стремится к 1. Установлено, что в исследованных сталях процесс деформационного старения имеет разный характер, что связано с различной технологией производства проката, что, в свою очередь, отражается на структурном состоянии металла. Сформулированы особенности механизма деградации свойств стали с бейнитным типом структуры, которое связано с локальным ТРИП-эффектом: исчезновение участков остаточного аустенита в структуре с увеличением степени деформации приводит к увеличению отношения σ_T/σ_B , что снижает деформационную способность стали.

СВЕРХТВЕРДЫЕ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ nc-ZrCN/a-C ПОКРЫТИЯ

Онысько С.Р.¹, Хвисевич В.М.¹, Чекан Н.М.², Акула И.П.²

1) Брестский государственный технический университет,
г. Брест, Республика Беларусь, osr@tut.by

2) Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Республика Беларусь, pec@bas-net.by

Покрытие карбонитрида циркония осаждалось на полированную стальную подложку методом вакуумно-дугового распыления циркониевого катода в среде азота и ацетилена ($P(N_2) = 2,1 \times 10^{-2}$ Па, $P(C_2H_2) = 1,0 \times 10^{-2}$ Па) на серийной установке УВНИПА-1-001. Описание метода получения покрытий приводится в работе [1]. В качестве подложки использовалась высокохромистая сталь X12MФ, применяемая для изготовления пробивного инструмента штамповой оснастки. Твердость nc-ZrCN/a-C покрытия определялась при помощи анализа нагрузочных кривых, полученных при наноиндентировании по методике Оливера и Фарра [2, 3] с применением модифицированной пирамидки Берковича ($\alpha = 65,27^\circ$) с радиусом закругления при вершине около 20 нм на приборе Ultra Nano Hardness Tester фирмы CSM Instruments (Германия). В процессе данных измерений с высокой точностью регистрировалась зависимость нормального перемещения трехгранной алмазной пирамидки от создаваемой нагрузки. Во время испытаний индентор нагружался/разгружался в трех точках на расстоянии 10 мкм друг от друга при нагрузке, возрастающей от 0 до 10 мН с глубиной информативного слоя 120 нм, что составляет величину меньшую, чем 0,1 от толщины покрытия, таким образом влиянием основы на твердость покрытия можно пренебречь. Точность измерения глубины отпечатка составила $\pm 0,04$ нм.

На рисунке 1 показан фрагмент покрытия с местами воздействия трехгранной алмазной пирамиды и кривая нагрузки/разгрузки при наноиндентировании объекта исследования. Проведенные измерения позволили установить, что для образца с нанесенным ZrCN/a-C покрытием средняя величина нанотвердости составила $H_{IT} = 56,4$ ГПа, что связано с максимальной глубиной индентирования ($h_{max} = 113,51$ нм), которая в 1,7 раза меньше, чем для образца без упрочненного материала ($h_{max} = 187,96$ нм).

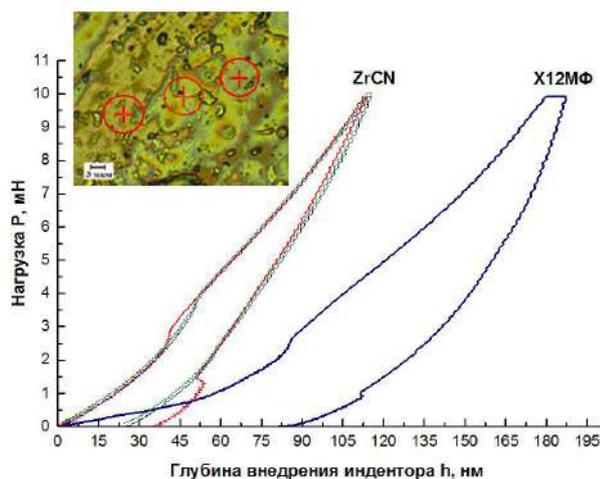


Рисунок 1 – Диаграмма нагрузки/разгрузки индентора Берковича

Результаты испытаний показывают, что полученные значения твердости существенно выше определенных микроиндентированием по методу Кнупа $H_K = 43,2$ ГПа [4], для которого сказывается влияние подложки. Столь высокие значения твердости ZrCN/a-C покрытия объясняются его ультрадисперсной зеренной

структурой и реализацией механизма зернограничного упрочнения, а также композиционной структурой покрытия, содержащей алмазоподобный углерод [4], что в совокупности позволяет получить сверхтвердые (выше 40 ГПа) наноккомпозиты [5]. Кроме нахождения твердости метод наноиндентирования по разгрузочной кривой позволяет рассчитать приведенный модуль Юнга $E^* = 483,11$ ГПа, необходимый для определения упругой составляющей в общей деформации покрытия.

Одним из параметров для быстрой и эффективной оценки степени упрочнения поверхности материалов является индекс вязкопластичности, который определяется отношением H/E [6] и характеризует структурное состояние материалов ($H/E < 0,04$ – крупнокристаллические металлы и сплавы; $H/E \approx (0,05 - 0,09)$ – мелкокристаллические и наноматериалы, покрытия, пленки; $H/E \geq 0,1$ – аморфное или аморфно-кристаллическое). Для твердых покрытий нитрида циркония коэффициент Пуассона имеет величину порядка 0,186 [7], что в соответствии с данными приведенной выше таблицы позволяет определить модуль Юнга покрытий на уровне $E = 466$ ГПа. В этом случае индекс вязкопластичности составляет 0,12, вплотную приближаясь к соответствующему известному показателю для аморфных материалов, оцененному на уровне 0,14, что является следствием ультрадисперсной структуры покрытия. Следует отметить, что полученное значение вязкопластичности является одним из самых высоких (для сравнения у покрытия TiN – 0,03 [8], а у ZrN – (0,07 - 0,08) [5]).

Другим важным параметром, основанным на модуле упругости и твердости, является соотношение H^3/E^2 , которое определяет сопротивляемость материала к пластической деформации, трещинообразованию и разрушению, и часто служит своеобразным критерием эффективности функционирования покрытий на металлообрабатывающих инструментах. Для полученных наноккомпозиционных покрытий данный параметр составляет 0,82, что означает их способность выдерживать очень высокие нагрузки и возможность длительного функционирования.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чекан, Н.М. и др. Износостойкие нанокристаллические покрытия для штамповой оснастки. / Современные методы и технологии создания и обработки материалов. Материалы IX Международной научно-технической конференции. 16-18 сентября 2014г., Минск, Беларусь // Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2014, т. 2, С. 6-16.
2. 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, iss. 1. – P. 3–20.
3. Oliver, W.C. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments / W.C. Oliver, G.M. Farr // J. Mater. Res. – 1992. – V. 7, №6. – P. 1564–1583.
4. Онысько, С.Р. Трещиностойкость композиционных покрытий ZrCN:a-C / С.Р. Онысько, В.М. Хвисевич, Н.М. Чекан // Перспективные материалы и технологии : монография : в 2 т. / под ред. чл.-корр. В. В. Рубаника. – Витебск : ВГТУ, 2019. – Т. 1, гл. 10. – С. 129–136.
5. Особенности структурного состояния и механических свойств покрытий ZrN и Zr(Ti)-Si-N, полученных ионно-плазменными методами / А.Д. Погребняк [и др.] // Письма в ЖТФ. – 2009. – Т. 35, вып. 19. – С. 103–110.
6. Finkin, E.F. Examination of abrasion Resistance Criteria for Some Ductile Metals. Journal of Lubrication Technology, 1974. 96(2). – P. 210–214.
7. Perry, A.J. X-ray residual stress measurement in TiN, ZrN and HfN films using the Seemann-Bohlin method / A.J. Perry, V. Valvoda, D. Rafaja // Thin Solid Films. – 1992. – Vol. 214, iss. 2. – P. 169–174.
8. Young's modulus of TiN, TiC, ZrN and HfN / E. Török [et al.] // Thin solid films. – 1987. – Vol. 153, iss. 1–3. – P. 37–43.

ВЛИЯНИЕ БОРА НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ ГРАФЕНОВОГО СЛОЯ, ФОРМИРУЮЩЕГОСЯ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ

Филоненко В.П., Баграмов Р.Х., Зибров И.П.

*Институт физики высоких давлений им. Л. Ф. Верещагина РАН, Москва
filv@hppi.troitsk.ru*

Введение

Известно, что бор увеличивает скорость графитизации промышленных углеродов при атмосферном давлении. При содержании бора 1% одинаковая степень упорядочения решетки получаемого графита достигается при температурах на 400-500°C ниже [1], чем без бора. Растворимость бора в графите может достигать 2.35 ат.% при 2350 °С. При этом бор уменьшает параметр *c* и увеличивает параметр *a* решетки графита [2]. В зависимости от содержания бора, в графите происходят характерные смещения пиков рентгеновской дифракции и изменения спектров комбинационного рассеяния [3, 4].

Настоящая работа посвящена изучению процессов образования допированного бором графитав условиях высоких давлений и температур и анализу дефектной структуры графеновых слоев.

Методика и результаты

В качестве исходного материала мы использовали смесь глобулярного наноразмерного углерода (ГНУ) и субмикронного бора в атомном соотношении В/С = 1/7. Турбостратный ГНУ имел размеры частиц 20-70 нм, а средний размер сфероидных частиц рентгеноаморфного бора был около 0.5 мкм (рис. 1). Порошки смешивались в этиловом спирте с наложением ультразвука, а затем перетирались в агатовой ступке до высыхания спирта. Элементный анализ готовой смеси методом EDX показал, что основными примесями в ней были кислород (до 1.5 ат.%) и сера (менее 0.1 ат. %). Для сравнения использовали чешуйчатый порошок природного графита Завальевского месторождения (Украина).

Из исходной смеси ВС7 прессовали таблетки диаметром 5 мм и высотой 3 мм. Эксперименты проводили в аппаратах «тороид» [5] при давлениях 5 и 7 ГПа. Танталовая ампула с образцом помещалась в контейнер из литографского камня с графитовым нагревателем. Калибровка давления проводилась при комнатной температуре по фиксации фазовых переходов эталонных веществ. Температура при термобарической обработке была 1400 °С и 1700 °С, авремя выдержки 60 секунд. Температура измерялась термомпарами. Скорость нагрева во всех экспериментах составляла 50 °С/сек.

Рентгеновский анализ проводили на дифрактометре HuberImagingPlate (излучение $\text{CuK}_{\alpha 1}$). Спектры комбинационного рассеяния получали с помощью спектрометра TriVista 555 с возбуждающим излучением 488 нм. Электронную микроскопию проводили на установках JSM-6390 JEOL и JEM-2100 JEOL с ускоряющим напряжением 200 кВ.

Полученные образцы обозначены соответственно условиям их обработки ВС7/Р/Т.

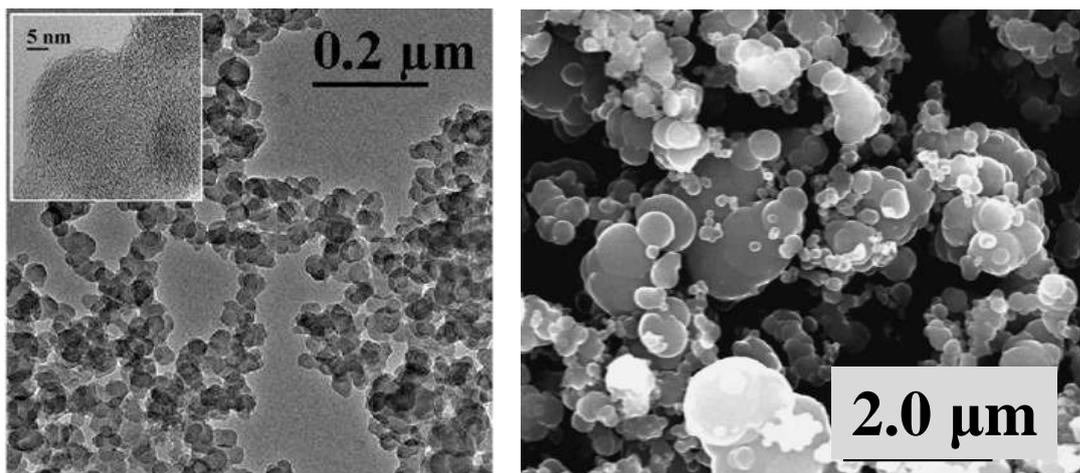


Рисунок 1 - Исходные порошки: а – наноуглерод, б – бор

На рисунке 2 дифрактограммы образцов ВС7/5/1400 и ВС7/5/1700 показаны одновременно с дифрактограммой ГНУ/7/1700 глобулярного наноуглерода без добавки бора. Все образцы демонстрируют упорядоченную структуру графита с различной степенью совершенства. Видно, что дифракционные пики 110, 112 и 006 образцов ВС7/5/1400 и ВС7/5/1700 смещены по отношению к пикам ГНУ/7/1700. При этом пик 110, связанный с параметром ячейки a в графеновом слое, смещается в сторону меньших углов, а пик 006, характеризующий расстояние между слоями c , смещается в сторону больших углов. То есть расстояние между атомами в графеновом слое увеличивается, а расстояние между слоями снижается. Согласно рентгеновским данным, после обработки смеси ГНУ с бором образовался более упорядоченный графит, чем после аналогичной обработки ГНУ без бора. Высокая степень упорядочения в графите из смеси ВС7 достигается уже при температуре 1400°C. Таким образом, каталитическая активность бора в кристаллизации упорядоченного графита из аморфного углерода при высоких давлениях проявляется сильнее, чем без давления, где для графитизации требуется температура около 2000°C[1].

Для сравнения глобулярный наноуглерод и природный завальевский графит без бора обработали при 7.0 ГПа и температуре 1700 °С. После обработки параметры a и c полученных графитов оказались близки к эталонным (Таблица 1).

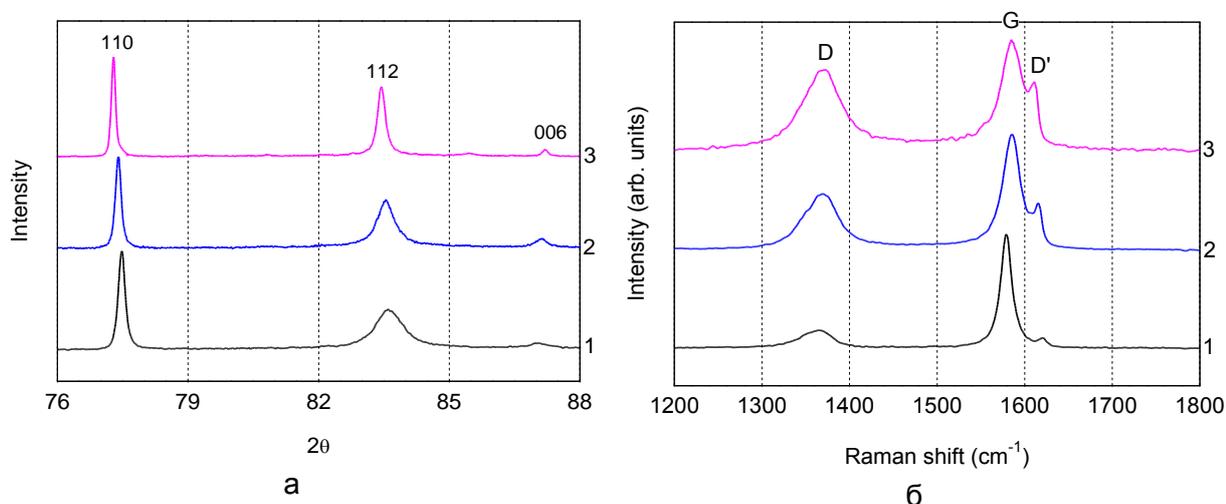


Рисунок 2 - Анализ образцов графита, полученного при высоких давлениях:
 а - участок дифрактограмм, б - спектры комбинационного рассеяния
 1 – ГНУ/7/1700, 2 – ВС7/5/1400, 3 – ВС7/5/1700

Таблица 1- Влияние термобарической обработки на параметры кристаллической решетки формирующегося графита

Обозначение образца	Исходное состояние	Параметры обработки P, T, t	a, Å	c, Å	V, Å ³
BC7/5/1400	смесь BC7	5.0ГПа, 1400°C, 60с.	2.4644(1)	6.7055(6)	35.27
BC7/5/1700	смесь BC7	5.0ГПа, 1700°C, 60с.	2.4670(2)	6.7035(8)	35.33
BC7/7/1700	смесь BC7	7.0ГПа, 1700°C, 60с.	2.4668(2)	6.7043(13)	35.32
ГНУ/7/1700	глобулярный наноуглерод	7.0ГПа, 1700°C, 60с.	2.4626(3)	6.7197(21)	35.30
НГ/7/1700	натуральный графит	7.0ГПа, 1700°C, 60с.	2.4622(3)	6.7181(30)	35.32

В таблице 1 представлены результаты вычислений параметров *a* и *c* решетки графита, а также объема элементарной ячейки *V*. Видно, что с повышением температуры до 1700°C различие для параметра *a* в сравнении с графитами без бора увеличивается до ≈0.005 Å. Параметр *c* при этом на ≈0.018 Å меньше. В тоже время графит в образце BC7/7/1700 имеет самые узкие дифракционные пики. То есть мы имеем дело с кажущимся парадоксом формирования структуры графита с высокой степенью упорядочения при высокой концентрации дефектов в графеновом слое.

Уточнение структуры образца BC7/5/1700 по рентгеновским данным с помощью полнопрофильного анализа показало, что в графеновом слое содержится около 2 ат. % бора в качестве атомов замещения. При этом наиболее вероятным является образование комплексных точечных дефектов бор-бивакансия, которые распределены не статистически, а занимают в решетке закономерные позиции.

Наглядно оценить высокую дефектность структуры в образце BC7/5/1700 можно на спектрах комбинационного рассеяния (Рис. 2б): пик G этого образца уширен, интенсивность D пика высока, имеется смещенный пик D'. Все это говорит о высокой концентрации точечных дефектов, вызванной присутствием бора.

Феррари [6] рассмотрел изменение Рамановских спектров для последовательной трансформации графита в нанографит, а нанографита в аморфный углерод. При реализации первой стадии максимум G пика смещается с 1580 до 1600 см⁻¹. G пик уширяется и появляется D пик, отвечающий за наличие оборванных связей. Соотношение интенсивностей D и G пиков I(D)/I(G) широко используется для оценки размеров кристаллитов с sp² гибридизацией. Для графита такое соотношение равняется нулю, а для нанографита должно быть равно двум. В наших структурах уширение D и G пиков небольшое, максимум G пика смещается незначительно до 1585 см⁻¹, а отношение I(D)/I(G) при максимальном содержании бора не превышает 0.6. То есть Рамановские спектры подтверждают наличие большого количества точечных дефектов в графеновом слое, но при этом в слое нетразориентированных кластеров.

Обобщение результатов рентгеновского анализа и Рамановских спектров графита, допированного бором при высоких давлениях, позволяет утверждать, что атомы бора имеют упорядоченное расположение в графеновом слое и образуют устойчивые комплексы с вакансиями. Кристаллическая решетка такого графита начинает трансформироваться в алмазную без введения активаторов фазового перехода при рекордно низком давлении в 7.0 ГПа, а при 8.0 ГПа и температуре около 1600 °C фазовый переход графит-алмаз проходит полностью.

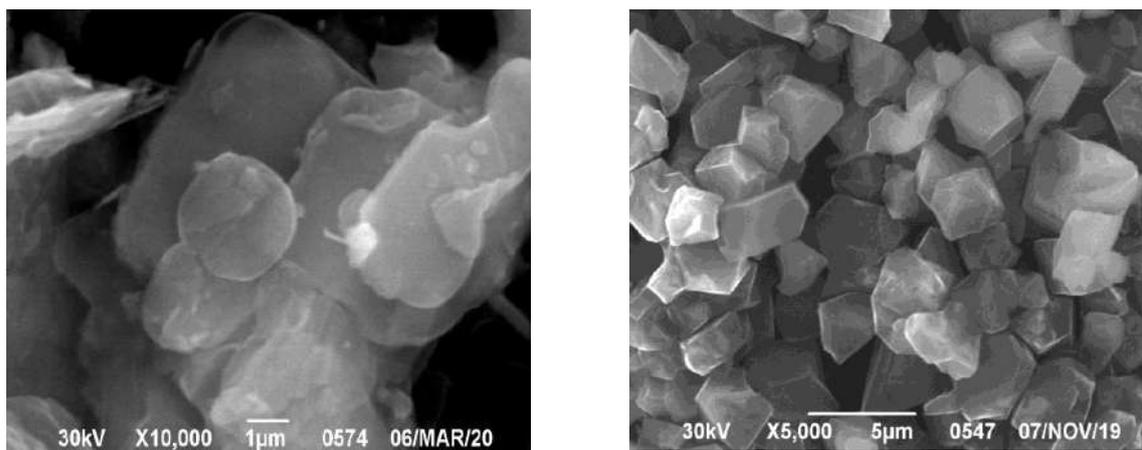


Рисунок 3 - Морфология борированных микрокристаллов:
а - графит в образце BC7/5/1700, б – алмаз из борированного графита

Заключение

1. Подтверждено каталитическое влияние бора на графитизацию наноглобулярного углерода. Каталитическое действие бора проявляется при температурах на 600 °С ниже, чем температура плавления В-С эвтектики. Под давлением 5.0 ГПа графитизация происходит при 1400°С, а при температуре 1700°С формируется графит с высокой степенью совершенства решетки и максимальной концентрацией бора в графеновых слоях около 2 ат. %. Бор замещает атомы углерода и формирует точечные дефектные комплексы с вакансиями, которые располагаются в решетке графита закономерным образом.

2. Установлены минимальные термобарические параметры (7.0 ГПа, 1500 °С), при которых реализуется прямой переход борированного графита в алмаз без использования дополнительных активаторов и в отсутствие жидкой фазы. В таких условиях можно синтезировать как индивидуальные кристаллы алмаза субмикро- и микро размеров, так и поликристаллические агрегаты.

ЛИТЕРАТУРА

1. H. N. Murty, D. L. Biederman, E. A. Heintz. Apparent catalysis of graphitization. 3. Effect of boron. Fuel, 1977,56, 305-312.
2. C.E. Lowell. Solid Solution of Boron in Graphite. J.Amer. Ceram. Soc. 1967,50, 3, 142-144.
3. T. Hagio, M. Nakamizo, and K. Kobayashi. Studies on X-ray diffraction and Raman spectra of b-doped natural graphite. Carbon.1989, 27, 2, 259-263.
4. Y. Hishiyama, H. Irumano, and Y. Kaburagi, Y. Soneda. Structure, Raman scattering, and transport properties of boron-doped graphite. Phys. Rev. B. 2001,63, 245406.
5. L. G. Khvostantsev, V. N. Slesarev and V. V. Brazhkin. Toroid type high-pressure device: history and prospects. High Press. Research. 2004,24, 3, 371–383.
6. A. C. Ferrari and J. Robertson. Interpretation of Raman spectra of disordered and amorphous carbon. Phys. Rev. B. 2000, 61, 20, 14095-14107.

СИНТЕЗ АЛМАЗОВ ИЗ НАНОРАЗМЕРНЫХ ФОРМ УГЛЕРОДА

Филоненко В.П., Зибров И.П., Баграмов Р.Х.

Институт физики высоких давлений им. Л. Ф. Верещагина РАН, Москва
filv@hppi.troitsk.ru

Введение

Разработка методов допирования алмазов бором значительно расширила перспективы их применения в высокотехнологичных областях. При концентрации бора $10^{20} \div 10^{21} \text{ см}^{-3}$ алмаз имеет металлическую проводимость и становится сверхпроводником при температурах около 3К [1,2]. Допированный бором алмаз используют в электронных и электромеханических устройствах, а также для датчиков и электродов в биохимии и медицине [3,4].

Борированные алмазы в виде пленок могут быть получены CVD методами, а в условиях высоких давлений и температур (ВДВТ) синтезируют моно или поликристаллы. В большинстве известных работ по ВДВТ синтезу использовали карбид бора и графит, обработку которых проводили при давлениях 8-20 ГПа и температурах 2500-2800К, превышающих температуру плавления В-С эвтектики [5, 6]. В результате перекристаллизации через жидкую фазу борированные алмазы получали в виде поликристаллических агрегатов. Такие алмазы имели увеличенный с 3.567 Å до 3.575 Å параметр элементарной ячейки и характерный вид Рамановского спектра.

Методика, результаты, обсуждение

Фуллерены C_{60} , а также различные виды турбостратного глобулярного углерода с размерами частиц от 20 до 300 нм были использованы в качестве исходных при синтезе алмазных микрокристаллов с высокой концентрацией бора. Для проведения экспериментов готовили смеси углеродных материалов с 20% по массе 1,7-ди(оксиметил)-М-карборана ($B_{10}H_{16}C_4O_2$), который являлся источником бора. Из смесей прессовались таблетки диаметром 5 и высотой 3 мм, которые проходили термобарическую обработку при давлениях 7.0-8.0 ГПа и температурах 1500-1700°C. Наличие в реакционном объеме активного бора способствовало внедрению его атомов в графеновые слои при упорядочении структуры турбостратного углерода. Графит, в котором атомы бора замещают атомы углерода, формировался в виде дисков с диаметром до 20 мкм и толщиной до 2.0 мкм. Присутствие в системе водорода облегчало трансформацию его структуры при ВДВТ в алмазную с сохранением бора в узлах кристаллической решетки.

В таблице 1 дан фазовый состав продуктов термобарической обработки смесей технического углерода (средний размер частиц 25 и 250 мкм) с 20% по массе М-карборана. Видно, что при использовании высокодисперсного углерода образование алмаза идет более активно.

Таблица 1

Средний размер углеродных частиц, нм	Параметры Р-Т обработки			Фазовый состав образца, %		
	Р, ГПа	Т, °С	т, сек.	алмаз	графит	$B_{13}C_2$
250	7.5-8.0	1600	30	60	37	3
250	7.0-7.5	1700	10	5	95	-
25	7.5-8.0	1500	30	15	85	-
25	7.5-8.0	1600	30	95	-	5

Известно, что параметр элементарной ячейки содержащего бор алмаза увеличивается. В наших экспериментах при синтезе шло образование индивидуальных

субмикро- и микрокристаллов алмаза, дифракционные пики которых были незначительно уширены только за счет внутренних напряжений. Благодаря этому было обнаружено, что параметр элементарной ячейки борированных алмазов имеет два дискретных значения. Это видно из рисунка 1, на котором представлен участок дифрактограмм нескольких образцов в области алмазного пика от плоскости 311.

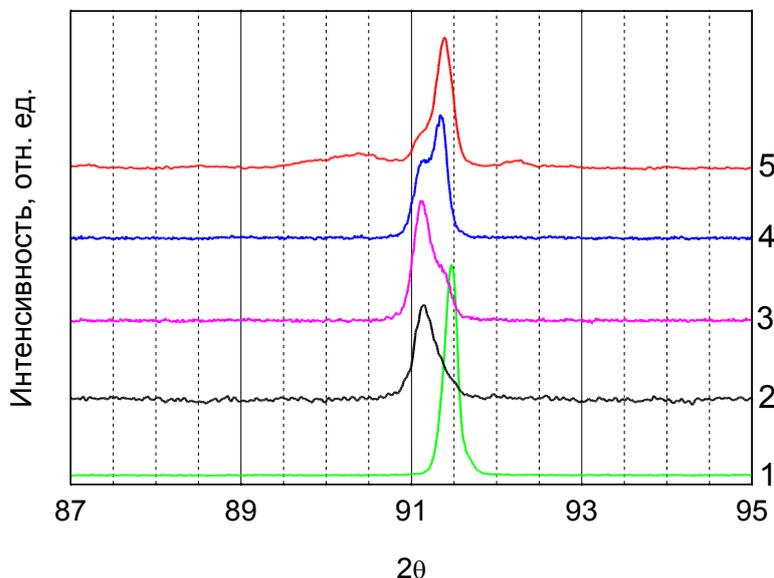


Рисунок 1 - Участок дифрактограмм борированных алмазов, полученных при ВДВТ из смесей наноразмерного углерода с М-карбораном: 1- промышленный алмаз; 2 - алмаз из фуллеренов; 3 - из глобулярного углерода 20-30 нм; 4 - из ламповой сажи 30-70 нм, 3 - из глобулярного углерода 200-300 нм

Структура алмазов, синтезированных из смеси глобулярного углерода (20-30 нм) с М-карбораном была уточнена по данным рентгеновской дифракции методом Ритвельда. Расчет был проведен в предположении, что весь бор из М-карборана переходит в алмаз или карбид бора, количество которого было также уточнено. В результате уточнения в позициях углерода был получен большой недостаток электронной плотности. Это можно объяснить только присутствием в алмазной решетке вакансий, поскольку бор уменьшает электронную плотность всего на один электрон, а вакансии на шесть.

Следует отметить, что мы синтезировали десятки образцов при различных термобарических условиях и составах исходных смесей. Во всех образцах параметры элементарной ячейки алмазных микрокристаллов были либо около 3.570 Å, либо около 3.578 Å и не имели промежуточного значения. Наличие двух различных концентраций бора в алмазной решетке может быть связано с устойчивыми электронными состояниями алмаза: полупроводниковым и металлическим, а переход между этими состояниями можно рассматривать как электронный переход Мотта.

Морфология борированных алмазных кристаллов показывает, что они сформировались в условиях, обеспечивающих свободный рост граней, а в объеме кристаллов нет внутренних границ и линейных дефектов (рис. 2а). Спектры комбинационного рассеяния алмазных кристаллов, синтезированных из смесей наноглерода с М-карбораном, подтверждают их высокую степень легирования бором (рис. 2б). Характерные отличия спектров от обычного алмаза проявляются в смещении алмазной линии с 1332 до ≈ 1300 см⁻¹. Наличие мод в диапазоне 500-600 см⁻¹ связывают с присутствием в решетке алмаза димеров бора, а моды при 1000 и 1200 см⁻¹ - с максимумами фонной плотности состояний [6].

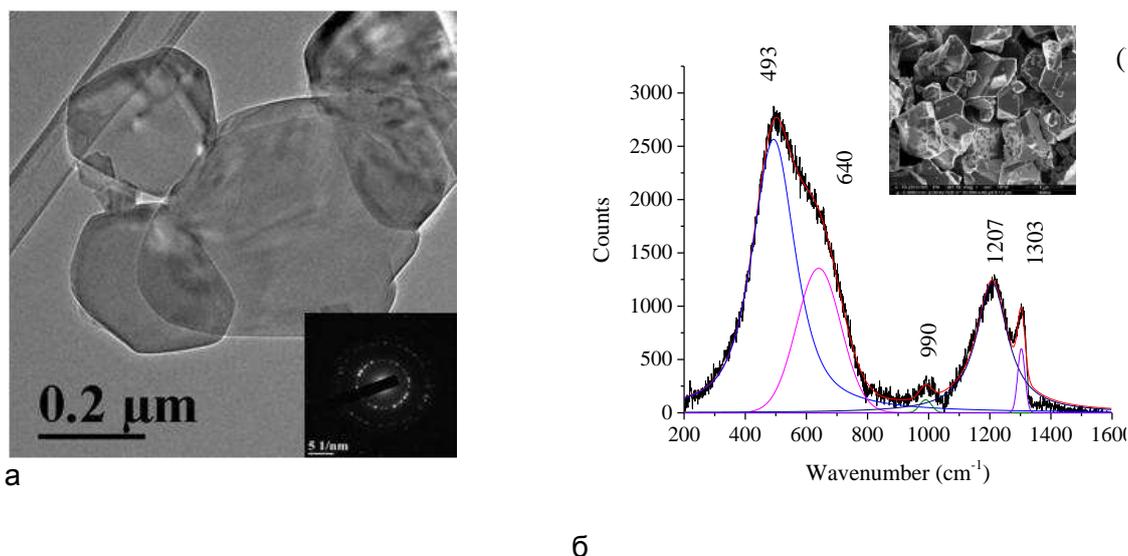


Рисунок 2 - Алмазы с высоким содержанием бора из глобулярного углерода 20-30 нм:
 а – морфология субмикронных кристаллов, б – спектр комбинационного рассеяния

Заключение

Борированные алмазные кристаллы с размерами частиц от долей до единиц микрометров были получены из смесей высокодисперсного углерода (фуллерены, технический углерод, ламповая сажа) с М-карбораном. Высокая концентрация бора в решетке алмаза подтверждена значительным увеличением параметра элементарной ячейки и характерным видом спектров комбинационного рассеяния. Структура борированных алмазов была уточнена по рентгеновским данным методом Ритвельда. Установлено, что при замещении бором атомов углерода образуются две устойчивые концентрации точечных дефектов бор-вакансия. Для одной концентрации содержание бора в узлах решетки составляет около 1% ($a = 3.570 \text{ \AA}$), а для другой около 2% ($a = 3.578 \text{ \AA}$). Количество вакансий превышает содержание бора в два-три раза.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ekimov E.A., Sidorov V.A., Bauer E.D., Melnik N.N., Curro, N.J., Thompson J.D., Stishov S.M. Superconductivity in diamond. *Nature*.428, 542 –545 (2004).
2. Dubrovinskaia N., Dubrovinsky L., Papageorgiou T., et al. Large carbon-isotope shift of TC in boron-doped diamond. *Appl. Phys. Lett.* 92, 13, 132506, (2008).
3. Bautze T., Mandal S., Williams O., Rodiere P., Meunier T., Bauerle C.. Superconducting nano-mechanical diamond resonators. *Carbon*.72, 100 –105, (2014).
4. Sussmann S.. CVD Diamond for Electronic Devices and Sensors Edited by Ricardo. John Wiley & Sons, Ltd. ISBN: 978-0-470-06532-7 (2009).
5. Ekimov E., Ralchenko V., Popovich A. Synthesis of superconducting boron-doped diamond compacts with high elastic moduli and thermal stability. *Diam. & Rel. Mat.*50, 15 – 19, (2014).
6. Dubrovinskaia N., ESKA G., Sheshin G. and Braun H.. Superconductivity in polycrystalline boron-doped diamond synthesized at 20 GPa and 2700 K. *J. of Appl. Phys.*99, 033903, (2006).
7. Mortet V., Taylor A., Vlčková Živcová Z., Machon D., etc. Analysis of heavily boron-doped diamond Raman spectrum. *Diam. & Rel. Mat.*88, 163 – 166, (2018).

ДЕФОРМИРОВАНИЕ ПОКОВОК ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

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: Research of the forging manufacturing process produced from heat-resistant alloys and titanium alloys under the superplasticity conditions.

Сверхпластичность – состояние материала, имеющего кристаллическую структуру, которое допускает деформации, на порядок превышающие максимально возможные для этого материала в обычном состоянии. Состояние сверхпластичности характерно для металлов с мелким размером зерна, обычно меньше 20 мкм. Сверхпластичность обычно наступает при температурах, превышающих половину температуры плавления по абсолютной шкале. Эффект сверхпластичности проявляется, как правило, при скоростях деформации $10^{-6} - 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Сверхпластичность не является свойством каких-то особых сплавов и при соответствующей подготовке структуры и в определенных условиях деформации проявляется у большого числа сплавов, обрабатываемых давлением. Сверхпластическая деформация протекает, главным образом, благодаря зернограничному скольжению, хотя в определенной степени существует и внутризеренное дислокационное скольжение.

Сверхпластичность следует отличать от неограниченной пластичности, когда за счет высоких сжимающих напряжений также достигаются большие деформации вплоть до бесконечности. Механизм, ответственный за подобный эффект – это сварка микродефектов металла при пластическом течении.

Степень деформации принято определять по формуле:

$$f = \frac{F_H - F_K}{F_H}, \quad (1)$$

где F_H и F_K – площадь сечения до и после деформации, соответственно.

Скорость деформации принято определять по формуле:

$$\varepsilon = \frac{f}{t} \text{ с}^{-1}, \quad (2)$$

где t – время.

Относительное удлинение принято определять по формуле:

$$\delta = \frac{L_K - L_H}{L_H} \cdot 100\%, \quad (3)$$

где L_H и L_K – начальная и конечная длина образца на растяжение, соответственно.

Используемые в литературе параметры сверхпластичности: скорость деформации ε (формула (2)) и относительное удлинение δ (формула (3)) не универсальны и не в полной мере отражают характер пластического течения металла. По этой причине нами предложено использовать другие характеристики, принятые в теории пластического течения металла[1]:

– интенсивность скоростей деформации сдвига H вместо скорости деформации ε :

$$H = +\sqrt{\frac{2}{3}[(\xi_X - \xi_Y)^2 + (\xi_Y - \xi_Z)^2 + (\xi_Z - \xi_X)^2]} + \eta_{XY}^2 + \eta_{YZ}^2 + \eta_{ZX}^2 \text{ с}^{-1}, \quad (4)$$

где $\xi_X, \xi_Y, \xi_Z, \eta_{XY}, \eta_{YZ}, \eta_{ZX}$ – компоненты тензора скорости деформации T_ξ .

– предельная степень деформации сдвига $\Lambda_{\text{пр}}$ вместо степени деформации f :

$$\Lambda_{\text{ПР}} = 2\sqrt{J_2(D_\varepsilon)} = \sqrt{\frac{2}{3}[(\varepsilon_X - \varepsilon_Y)^2 + (\varepsilon_Y - \varepsilon_Z)^2 + (\varepsilon_Z - \varepsilon_X)^2] + \gamma_{XY}^2 + \gamma_{XZ}^2 + \gamma_{YZ}^2}, \quad (5)$$

где $J_2(D_\varepsilon)$ – второй инвариант девиатора деформаций; $\varepsilon_X, \varepsilon_Y, \varepsilon_Z, \gamma_{XY}, \gamma_{YZ}, \gamma_{ZX}$ – линейные и угловые компоненты тензора деформации.

– ресурс пластичности λ [2, 3], вместо относительного удлинения δ :

$$\lambda = 1 - \frac{\Lambda_{\text{ПР}_K}}{\Lambda_{\text{ПР}_H}}, \quad (6)$$

где $\Lambda_{\text{ПР}_K}$ и $\Lambda_{\text{ПР}_H}$ – предельная степень деформации сдвига в состоянии сверхпластичности и в исходном состоянии, соответственно.

Так как $\Lambda_{\text{ПР}_K} > \Lambda_{\text{ПР}_H}$, то при условии сверхпластичности ресурс пластичности $\lambda < 0$ (или отрицательная величина), что является критерием наличия состояния сверхпластичности.

В промышленности эффект сверхпластичности широко применяется при штамповке изделий из жаропрочных (на основе никеля) и титановых сплавов. Титановые и жаропрочные сплавы применяют в авиации, медицине, автомобилестроении, ракетной технике, в химическом машиностроении и других отраслях промышленности. Титан популярен в медицине: его применяют ортопеды, кардиологи, стоматологи и нейрохирурги. Из титановых сплавов делают хирургические инструменты, легкие и долговечные. У титана есть очень ценное для медиков свойство – он достаточно легко «вживляется» в организм человека. В автомобилестроении титан применяют в конструкциях клапанов, пружин, выхлопных систем, передаточных валов, болтов. Надежность деталей из титана была проверена в течение нескольких лет на гоночных автомобилях. Из титана делают обшивку для самолета, наиболее нагревающиеся детали, силовые элементы, детали шасси. В авиационных двигателях жаропрочные и титановые сплавы применяются для изготовления лопаток, дисков и других элементов вентилятора и компрессора двигателя. В конструкции современного самолета может быть более 20 тонн титана. Дополнительные сферы применения титана: теплообменное оборудование для энергетической промышленности, а также для предприятий химической и нефтехимической отраслей.

В рамках выполняемого проекта проводили исследования пластических свойств титанового сплава ВТ-9. Заготовки диаметром 20 мм и длиной 60 мм прокатывались на различных наборах клиновых инструментов. Нагрев заготовок осуществлялся в печи электросопротивления до 1213 К, прокатку вели при температуре 1123 К. Результаты эксперимента представлены на рисунке 1. За счет уменьшения угла заострения клина β и увеличения степени деформации δ коэффициент роста пластичности n сплава ВТ-9 может быть повышен более чем в 1,5 раза, что может быть объяснено эффектом

сверхпластичности ($n = \frac{\Lambda_{\text{ПР}_K}}{\Lambda_{\text{ПР}_H}} \cdot 100\%$).

На рисунке показаны зависимости относительного удлинения δ (формула (3)) и коэффициента роста пластичности n от скорости деформации ε (формула (2)), полученные российскими учеными при растяжении (а) и авторами (б) при поперечно-клиновой прокатке.

Скорость деформации в российских экспериментах была в традиционном для сверхпластичности диапазоне: $\varepsilon = 5 \cdot 10^{-2} - 2 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$. Скорость деформации в белорусских экспериментах была в новом повышенном диапазоне: $\varepsilon = 9,5 \cdot 10^{-1} - 20,7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$. В обоих случаях подтверждено известное положение, что снижение скорости деформации при сверхпластичности повышают пластические свойства металла.

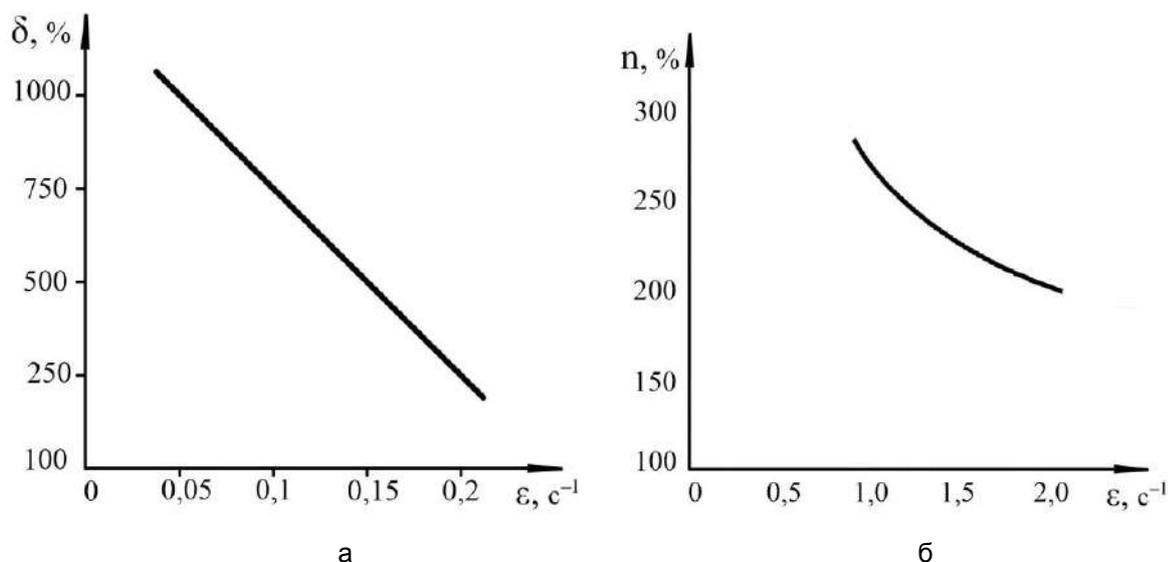


Рисунок – Зависимости относительного удлинения δ и коэффициента роста пластичности n от скорости деформации ϵ , полученные российскими учеными при растяжении (а) и авторами при поперечно-клиновой прокатке (б)

Наш эксперимент также впервые доказывает наличие эффекта сверхпластичности при высоких скоростях деформации, соответствующих традиционным промышленным технологиям, в частности поперечно-клиновой прокатке (скорость движения ползуна стана 0,2 м/с). По всей вероятности данный процесс может быть отнесен к разряду динамической сверхпластичности – новому способу, получившему применение в настоящее время. В отличие от структурной сверхпластичности в новом способе могут быть использованы сплавы с неподготовленной структурой и формирование равновесной структуры, необходимой для осуществления зернограничного скольжения, происходит в процессе нагрева и пластической деформации. При этом крупные зерна металла вначале измельчаются и структура, становясь ультрамелкозернистой, обеспечивает эффект сверхпластичности, когда к дислокационной деформации зерен присоединяется зернограничное скольжение. То есть на локальных участках межзеренных и межфазных границах образуется вязко-жидкая среда, представляющая собой связку, позволяющих зернам металла скользить относительно друг друга при пониженном напряженном состоянии.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кожевникова, Г.В. Развитие деформационной теории разрушения металла при пластическом течении / Г.В. Кожевникова, В.Я. Шукин // Перспективные материалы и технологии: сб. материалов междун. симпозиума, Брест, 27–31 мая 2019 г. / под ред. чл.-корр. В.В. Рубаника. — Витебск: УО «ВГТУ», 2019. — С. 430–432.
2. Kozhevnikova, G. Cross-wedgerolling / G. Kozhevnikova. —Minsk: Belorusskayanauka, 2012. — 321 с.
3. Кожевникова, Г.В. Повышение усталостной прочности валов посредством поперечно-клиновой прокатки / Г.В. Кожевникова, А.О. Рудович, В.Я. Шукин // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением.— 2017. — № 12. —С. 19–31.

МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Кожевникова Г.В.

Государственное научное учреждение “Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси”, Минск, Республика Беларусь, fti@tut.by

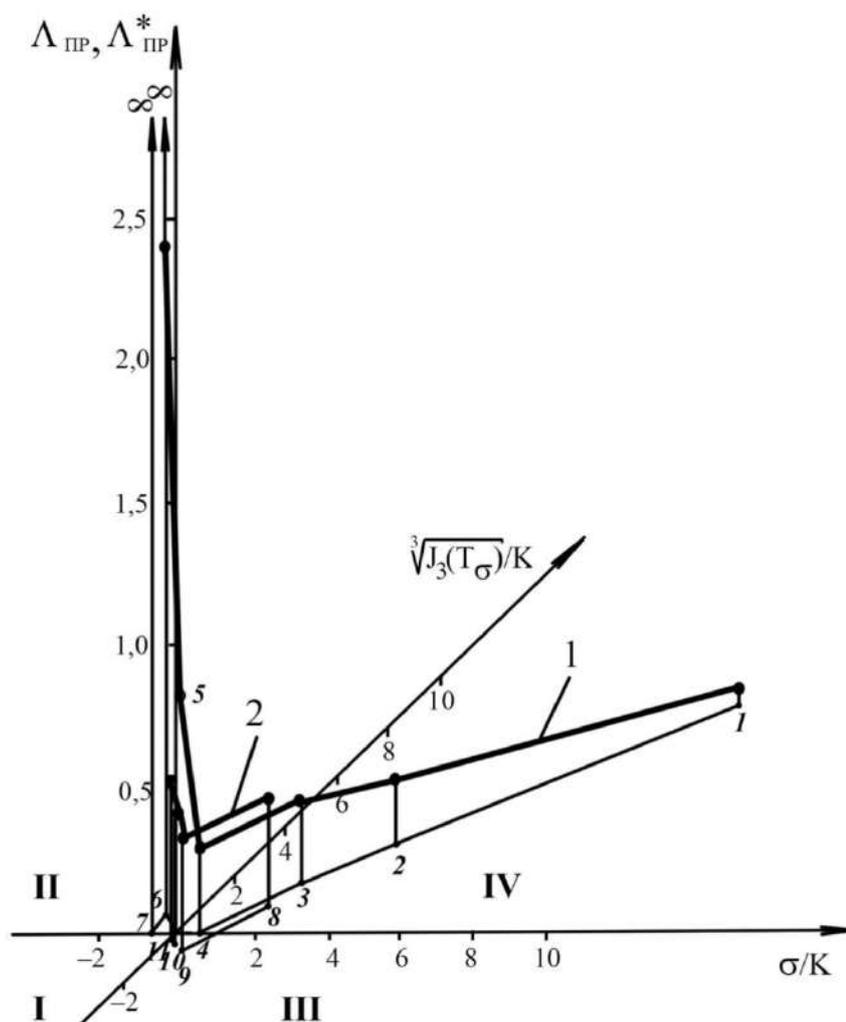
Abstract: Traditional and new metals and alloys plasticity testing methods are considered. Methods for the calculation of the ultimate strain accumulated before failure are suggested.

Разработан метод определения пластических свойств металлов и сплавов [1]. Осуществлено исследование пластических свойств алюминиевого сплава АД35. Определены степень деформации сдвига, среднее напряжение, параметр третьего инварианта тензора напряжений при кручении трубной заготовки из сплава АД35 с растяжением.

Пластические свойства сплава АД35 определялись растяжением без концентратора, растяжением с концентратором, кручением, осадкой, РКУ и поперечной прокаткой при температуре 290 К. Результаты испытания представлены в таблице и на рисунке.

Таблица – Напряженно-деформированное состояние в испытаниях пластичности сплава АД35

№ точки (рисунок)	R, мм δ	σ_1/K	σ_2/K	σ_3/K	σ/K	$\sqrt[3]{J_3(T_\sigma)}/K$	$\Lambda_{пр}$
Растяжение цилиндра с концентратором							
1	0,5	10,38	8,65	8,65	9,23	9,19	0,06
2	1,5	4,61	2,88	2,88	3,46	3,37	0,22
3	3,0	3,17	1,44	1,44	2,02	1,87	0,30
Растяжение цилиндра							
4	–	1,73	0	0	0,577	0	0,3
Кручение трубы							
5	–	1,00	0	–1,00	0	0	0,85
Равноканальное угловое прессование							
6	–	0,50	–0,50	–1,50	–0,50	0,72	2,42
Сжатие цилиндра							
7	–	–1,73	0	0	–0,577	0	∞
Поперечная прокатка							
8	1,05	2,20	1,20	0,20	1,20	0,81	0,36
9	1,10	1,64	0,63	–0,37	0,64	–0,72	0,39
10	1,15	1,32	0,32	–0,68	0,32	–0,66	0,43
11	1,20	1,11	0,12	–0,88	0,12	–0,49	0,56



1, 2, 3 – растяжение цилиндра с концентратором; 4 – растяжение цилиндра;
 5 – кручение трубы; 6 – равноканальное угловое прессование; 7 – сжатие цилиндра;
 8, 9, 10, 11 – поперечная прокатка

Рисунок – Поверхность пластичности алюминия АД35: пластичность сплава АД35 определяется методами растяжения, кручения, осадки, РКУ (кривая 1) и поперечной прокаткой (кривая 2)

Поверхность пластичности (рисунок) строится в координатах $\sigma/K - \sqrt[3]{J_3(T_\sigma)}/K - \Lambda_{\text{пр}}$ [2]. Каждый известный экспериментальный метод испытания позволяет получить или точку или линию на этой поверхности. В этой связи, чем больше методов испытания применяются, тем более полной информацией о поверхности пластичности можно располагать.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кожевникова, Г.В. Методы испытания пластичности металлов / Г.В. Кожевникова // Перспективные материалы и технологии: сб. материалов междунац. симпозиума, Брест, 27–31 мая 2019 г. / под ред. чл.-корр. В.В. Рубаника. — Витебск: УО «ВГТУ», 2019. — С. 427–429.
2. Кожевникова, Г.В. Теория и практика поперечно-клиновой прокатки / Г.В. Кожевникова. — Минск: Беларус. навука, 2010. — 291 с.

КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $\text{MnNi}_{1-x}\text{Co}_x\text{NiSb}$ ($0,00 \leq x \leq 0,50$)

Римский Г.С., Брусов А.Г., Янушкевич К.И.

НПЦ НАН Беларуси по материаловедению, Минск, Беларусь, rimskiy@physics.by

Введение. Соединение MnNiSb обладает 100%-ной спиновой поляризацией на уровне Ферми. Высокая температура Кюри, большая величина удельной намагниченности и наличие спиновой поляризации предсказывают перспективность его применения в спинтронных устройствах [1]. Температура Кюри MnNiSb достаточно высока, чтобы его использовать в качестве магнитного холодильного материала при комнатной температуре и выше диапазона необходимого для термомагнитной генерации. Обзор литературных источников показал, что влияние магнитного поля, температуры, давления и легирования на физические свойства MnNiSb остается мало изученным.

Цель работы – синтез твердых растворов $\text{MnNi}_{1-x}\text{Co}_x\text{Sb}$, изучение особенностей их кристаллической структуры и магнитных свойств.

Методы эксперимента. Образцы поликристаллических порошков $\text{MnNi}_{1-x}\text{Co}_x\text{Sb}$ с шагом по концентрации 10 мол.% синтезированы методом прямого сплавления исходных компонентов в вакуумированных кварцевых ампулах в однозонной печи сопротивления с последующей закалкой в воду со льдом. Фазовый состав и размеры элементарной кристаллической ячейки исследованы в $\text{Cu K}\alpha$ -излучении при комнатной температуре. Температурные зависимости удельной намагниченности и магнитной восприимчивости изучены пондероторным методом в магнитном поле с индукцией 0,86 Тл в интервале температур $80 \leq T \leq 850\text{K}$.

Результаты эксперимента. На рисунке 1 представлены рентгенограммы порошков твердых растворов $\text{MnNi}_{1-x}\text{Co}_x\text{Sb}$ составов $0,00 \leq x \leq 0,50$ в диапазоне углов $20^\circ \leq 2\theta \leq 115^\circ$.

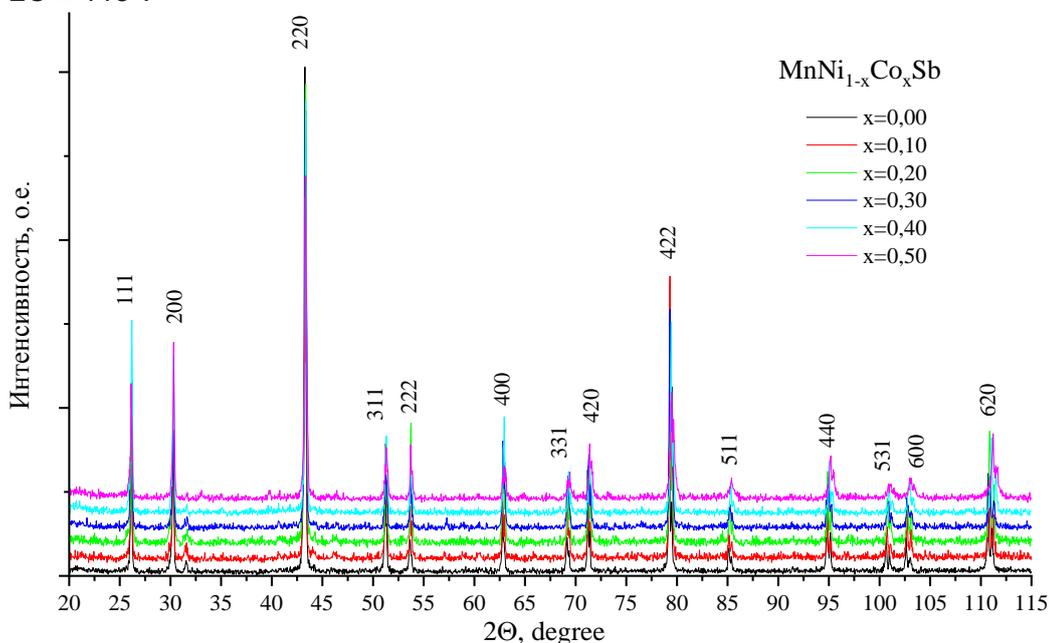


Рисунок 1 - Рентгенограммы порошков твердых растворов $\text{MnNi}_{1-x}\text{Co}_x\text{Sb}$ ($0,00 \leq x \leq 0,50$)

Имеет место плавное изменение угловых положений дифракционных рефлексов и перераспределение их интенсивностей. Установлено, что на рентгенограммах порошков $\text{MnNi}_{1-x}\text{Co}_x\text{Sb}$, кроме кубической сингонии типа MgAgAs пространственной группы $F-43m$, присутствует рефлекс слабой интенсивности

антимонида никеля (NiSb), который по мере увеличения содержания кобальта уменьшается.

В таблице 1 приведены численные значения параметра a , величины объемов элементарных ячеек V и рентгеновская плотность $\rho_{рент}$ порошков исследуемых составов.

Таблица 1 - Численные значения параметра a , величины объемов элементарных ячеек V и рентгеновская плотность $\rho_{рент}$ твердых растворов $MnNi_{1-x}Co_xSb$

x	$a, \text{нм}$	$V, 10^{-2} \text{ нм}^3$	$\rho_{рент}(\text{г/см}^3)$
0,00	0,592(6)	20,80(9)	3,75(7)
0,10	0,592(3)	20,77(9)	3,76(2)
0,20	0,592(1)	20,76(2)	3,76(5)
0,30	0,591(8)	20,73(0)	3,77(2)
0,40	0,591(4)	20,68(4)	3,78(0)
0,50	0,591(2)	20,66(1)	3,78(5)

Поскольку различие ионных радиусов ионов Ni и Co невелико, то замещение никеля на кобальт в интервале концентраций $0,00 \leq x \leq 0,50$ не приводит к существенным изменениям параметров элементарной кристаллической ячейки.

Результаты измерений удельной намагниченности исследуемых составов представлены на рисунке 2, магнитной восприимчивости на рисунке 3.

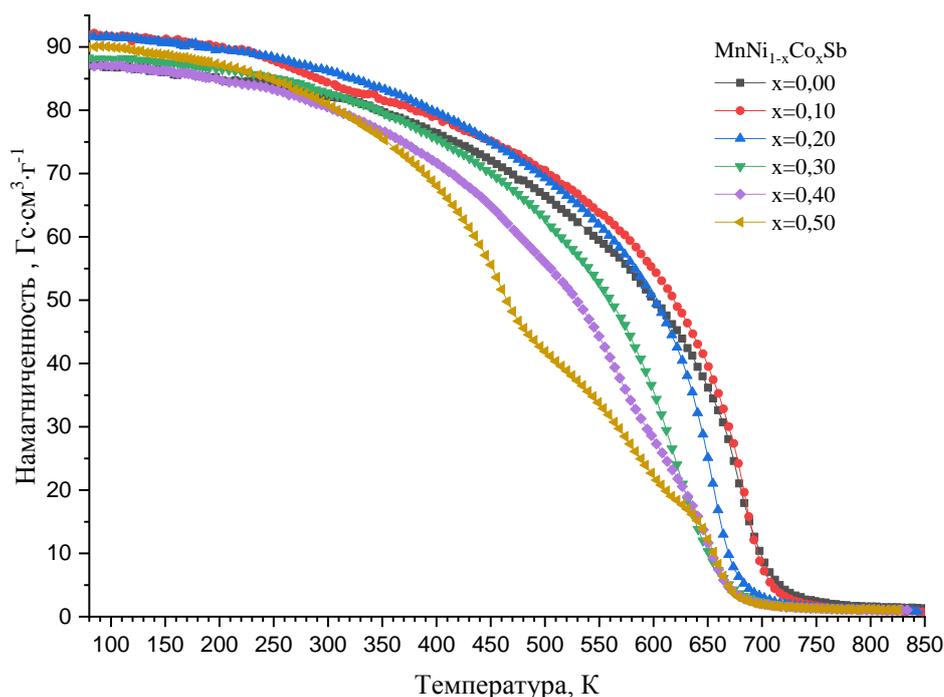


Рисунок 2 - Температурные зависимости намагниченности порошковых образцов твердых растворов $MnNi_{1-x}Co_xSb$ при нагреве в магнитном поле 0,86 Тл

Увеличение содержания кобальта в твердых растворах приводит к увеличению намагниченности в интервале концентраций $0,10 \leq x \leq 0,20$. На образцах с концентрацией кобальта $0,40 \leq x \leq 0,50$, наблюдается магнитная двухфазность, которая является следствием термической нестабильности твердых растворов. Величины удельной намагниченности и средних магнитных моментов при 80 и 300 К, температуры разрушения упорядоченного магнитного состояния твердых растворов $MnNi_{1-x}Co_xSb$ представлены в таблице 2. Температура Кюри определена из зависимостей $\sigma^2 = f(T)$.

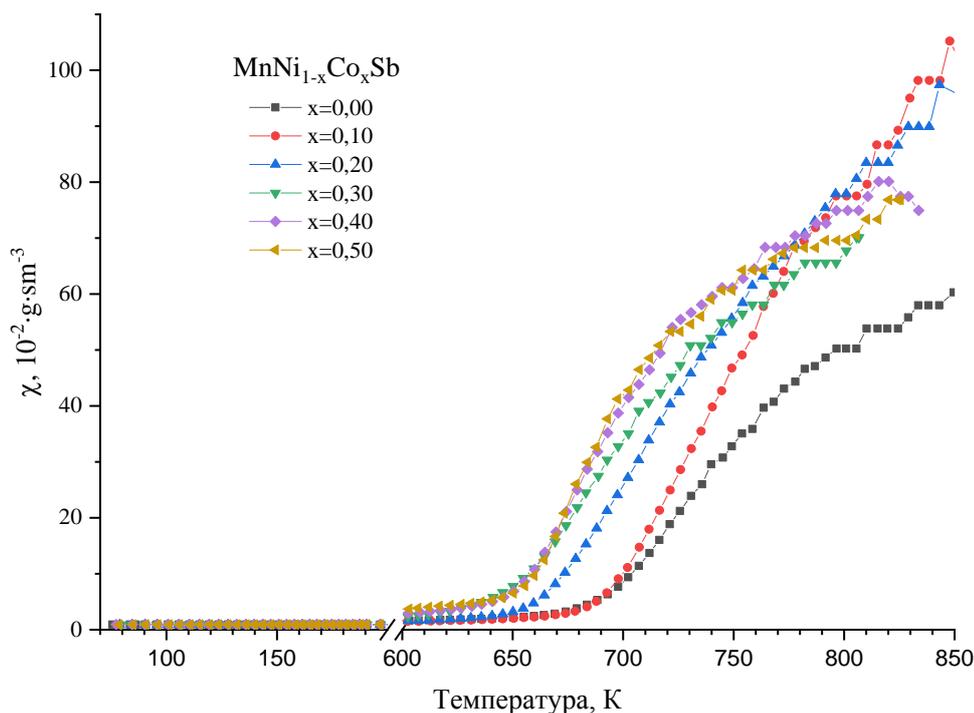


Рисунок 3 - Температурные зависимости величины обратной магнитной восприимчивости твердых растворов $\text{MnNi}_{1-x}\text{Co}_x\text{Sb}$

Таблица 2 - Численные значения удельной намагниченности средних магнитных моментов при 80 и 300К, температуры Кюри твердых растворов $\text{MnNi}_{1-x}\text{Co}_x\text{Sb}$

x	$\sigma_{80\text{K}}, \text{Гс} \cdot \text{см}^3 \cdot \text{г}^{-1} \cdot \text{э}^{-1}$	$\sigma_{300\text{K}}, \text{Гс} \cdot \text{см}^3 \cdot \text{г}^{-1} \cdot \text{э}^{-1}$	$T_C, \text{К}$	$\mu_{80\text{K}}, \mu_B$	$\mu_{300\text{K}}, \mu_B$
0,00	87,06	82,11	698	3,67	3,46
0,10	91,87	84,43	695	3,87	3,56
0,20	91,71	86,28	665	3,87	3,64
0,30	88,30	82,78	638	3,72	3,49
0,40	87,01	80,54	-	3,67	3,40
0,50	89,95	81,02	-	3,79	3,42

Заключение. Впервые синтезированы твердые растворы $\text{MnNi}_{1-x}\text{Co}_x\text{Sb}$ в диапазоне концентраций $0,00 \leq x \leq 0,50$. Определены сингония, пространственная группа, параметры и объем элементарной ячейки, температура Кюри и средние магнитные моменты при 80К. Установлено, что с увеличением концентрации кобальта параметр кристаллической ячейки уменьшается, а температура Кюри уменьшается. В составах с содержанием кобальта от 40 мол.% и выше проявляется термическая нестабильность магнитных характеристик твердых растворов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Schaf J. Magnetic hyperfine field on Cd in the $\text{Ni}_{1+x}\text{MnSb}$ alloy / J. Schaf, L. M. Zelis, E. R. Fraga, R. P. Livi, F. C. Zawislak, P. J. Webster, R. M. Mankikar // *Hyperfine Interactions*. – 1978. – Vol. 4. –P. 397–401.

ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ti – 51 ат. % Ni ПОСЛЕ НАВЕДЕНИЯ МАРТЕНСИТА НАГРУЖЕНИЕМ В АУСТЕНИТНОМ СОСТОЯНИИ

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

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

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

E-mail: moldybizkit@mail.ru

Целью работы явилось исследование влияния предварительной деформации, полученной путем наведения мартенсита при деформировании в аустенитном состоянии, на эффект стабилизации мартенсита в сплаве Ti – 51 ат % Ni. В качестве объектов исследования использовали проволоочные образцы диаметром 1,5 мм, закаленные от 900 °С в течение 10 минут в воде. После указанной термообработки образцы испытывали термоупругое мартенситное превращение B2 \leftrightarrow B19' при охлаждении и нагревании при температурах $M_n = -20$ °С, $M_k = -37$ °С, $A_n = -10$ °С, $A_k = 3$ °С. Так как при комнатной температуре сплав находился в аустенитном состоянии, влияние предварительной деформации на температуры мартенситных переходов невозможно было исследовать методом калориметрии. Для достижения цели исследований была разработана методика одновременного измерения электросопротивления и деформации. Образцы, устанавливали через специальные переходники в захваты испытательной машины Shimadzu AG-50kN, охлаждали до -20 °С, чтобы сплав находился в аустенитном состоянии, при температуре, близкой к температуре начала прямого мартенситного перехода, нагружали при этой температуре до различной деформации, при которой сплав переходит в мартенситное состояние, и разгружали. Поскольку температура деформирования была ниже температуры начала обратного перехода, то после разгрузки мартенсит оставался стабильным. Далее образцы нагревали до 100 °С, чтобы перевести сплав в аустенитное состояние, охлаждали до -70 °С, чтобы перевести сплав в мартенситное состояние и вновь нагревали до 100 °С, чтобы исследовать температуры переходов при втором нагреве и эффект обратимой памяти формы. Образцы деформировали до следующих значений деформации: 1, 2, 3, 5, 7, 8 и 10%. При деформировании более 10% образцы разрушались.

Полученные результаты показали, что в процессе деформирования в аустенитном состоянии при температуре -20 °С электросопротивление образцов возрастает и частично убывает при последующей разгрузке. При первом нагревании наблюдается уменьшение деформации (эффект памяти формы) и падение электросопротивления при более высоких температурах, чем изменение деформации и аномалия на кривой электросопротивления при втором нагреве. Таким образом, в работе впервые изучен эффект стабилизации мартенсита в закаленном сплаве Ti₄₉Ni₅₁ после предварительного деформирования за счет наведения мартенсита и показано, что этот эффект проявляется при значениях остаточной деформации более 2 %. Установлено, что величина эффекта стабилизации мартенсита линейно возрастает до 30-40 °С с ростом остаточной деформации. Установлено, что эффект стабилизации мартенсита в сплаве Ti₄₉Ni₅₁ проявляется вне зависимости от того, наблюдалась ли в сплаве необратимая пластическая деформация после нагревания или нет.

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

ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА И СТРУКТУРА МЕЖМАРТЕНСИТНЫХ ГРАНИЦ

Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Табачкова Н.Ю.², Иванова А.Б.¹, Япарова Е.Н.¹,
Демидова Е.С.¹

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

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

E-mail: spbelyaev@mail.ru

Эффект стабилизации мартенсита в сплавах на основе TiNi проявляется в однократном смещении температур обратного перехода при первом нагревании предварительно деформированного образца. Это приводит к тому, что восстановление деформации при нагревании предварительно деформированного сплава TiNi, происходит при более высоких температурах, чем температуры превращения, определенные в недеформированном образце или температуры восстановления деформации при втором и следующих нагревах в свободной состоянии. Чем больше предварительная деформация, тем сильнее смещаются температуры обратного перехода. Проявление этого эффекта препятствует прогнозированию температур срабатывания элементов из сплавов памятью формы на основе TiNi, поэтому изучению природы этого эффекта уделено особое внимание.

Ранее авторами было показано, что проявление эффекта стабилизации мартенсита в сплаве TiNi не зависит ни от химического состава сплава (эквипотенциальный или закисленный TiNi), ни от того, происходит ли мартенситное превращение в присутствии частиц вторичных фазы (закаленный или отожженный TiNi), ни от способа предварительного деформирования (деформирование в мартенситном состоянии, охлаждении под напряжением, наведение мартенситной фазы в аустенитном состоянии под нагрузкой). Авторы выдвинули гипотезу, что эффект стабилизации мартенсита связан с повреждением межмартенситных границ в процессе предварительного деформирования. Целью данной работы явилось исследование межмартенситных границ в сплаве TiNi, подвергнутом предварительному деформированию в мартенситном состоянии.

Плоские образцы сплава Ti₅₀Ni₅₀ длиной и шириной рабочей части 40 и 3,8 мм соответственно и толщиной 0,5 мм закаливали от температуры 900 °С (10 мин) в воде, предварительно деформировали в мартенситном состоянии (при 20 °С) до деформации 5, 10, 15 и 20 % и разгружали. Из центральной части образцов вырезали образцы размером 4x4 мм, травили в смеси кислот Hf+HNO₃+3H₂O для утонения до 100 мкм, а затем, для получения тонких фольг для просвечивающей микроскопии, образцы подвергали ионному травлению с использованием оборудования ресурсного центра «Нанотехнологии» СПбГУ. Структуру образцов, подвернутых предварительной деформации, исследовали на просвечивающей электронной микроскопе «JEOL 2100» при ускоряющем напряжении 200 кВ. Полученные результаты подтвердили выдвинутую гипотезу и показали, что в деформированном сплаве межмартенситные границы искажены. На них присутствуют ступеньки. Такое повреждение границ уменьшает их подвижность и необходим перегрев с тем, чтобы заставить границы смещаться при обратном переходе.

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

ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В РАЗЛИЧНЫХ ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЯХ

Иванова А.Б., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Япарова Е.Н.

Санкт Петербургский государственный университет, Санкт Петербург, Россия

E-mail: alezandraivanova@mail.ru

Целью работы явилось исследование эффекта стабилизации мартенсита в сплаве с памятью формы Ti-50.0at%Ni после предварительного деформирования в различных фазовых состояниях. Для этого плоские образцы толщиной 0,5 мм закаливали от 900 °С (10 мин.) в воде и деформировали до различных деформаций растяжением в испытательной машине Lloyd 30k-Plus, оснащенной криотермокамерой. Деформирование проводили по двум схемам: активное деформирование при комнатной температуре, при которой сплав находился в мартенситном состоянии, или деформирование в аустенитном состоянии при температуре 75 °С (температура между началом прямого и началом обратного превращений). При деформировании при температуре 75 °С, мартенситная фаза наводилась под напряжением в аустенитной фазе и оставалась стабильной после разгрузки. После деформирования по одной из двух схем, образцы нагревали до температур 150 – 200 °С чтобы инициировать эффект памяти формы, а затем охлаждали и нагревали для того, чтобы реализовать эффект обратимой памяти формы. Изменение деформации регистрировали видеоэкстензометром. Для того, чтобы проверить проявляется ли эффект стабилизации мартенсита повторно, образцы деформировали в мартенситном состоянии до деформации 7%, нагревали – охлаждали – нагревали, вновь деформировали при той же температуре на 7 % и повторяли описанную процедуру 3 раза.

Полученные результаты показали, что вне зависимости от состояния (аустенитное или мартенситное), в котором предварительно деформировали сплав, восстановление деформации при первом нагревании происходит при более высоких температурах, чем при втором, что обусловлено проявлением эффекта стабилизации мартенсита. Причем смещение температур при первом нагревании после деформирования в мартенситном состоянии выше, чем после деформирования в аустенитном состоянии. Величину эффекта стабилизации мартенсита рассчитывали как разность между температурами начала или окончания обратного перехода. Установлено, что увеличение остаточной деформации приводит к возрастанию величины эффекта стабилизации мартенсита до 60 °С после деформирования в мартенсите и до 40 °С после деформирования в аустенитном состоянии. Основные изменения наблюдаются при изменении остаточной деформации до 8 %. Кроме этого, показано, что вне зависимости от состояния, в котором образцы деформировали, наблюдается немонотонное изменение значения эффекта памяти формы и обратимой памяти формы с увеличением остаточной деформации и максимум наблюдается после деформирования до 10 %. Обнаружено, что, вне зависимости от количества циклов предварительного деформирования в мартенситном состоянии, эффект стабилизации мартенсита проявляется одинаковым образом.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ (№ 18-19-00226).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И НАПРЯЖЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ $Ti_{49}Ni_{51}$ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ И ВЫДЕРЖКЕГабриелян А.Х.¹, Иванов А.М.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Андреев В.А.²¹Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

E-mail: st063878@student.spbu.ru

Ранее было показано, что закаленный сплав $Ti_{49}Ni_{51}$ претерпевает прямое термоупругое мартенситное превращение в условиях изотермической выдержки после охлаждения под постоянным напряжением, и такое превращение сопровождается накоплением деформации, которая полностью восстанавливается при последующем нагревании. Однако реализация прямого мартенситного превращения также возможна в процессе изотермического деформирования в аустенитной фазе. В связи с этим, целью данной работы стало изучение влияния напряжения и температуры выдержки на изменение деформации при изотермическом деформировании и последующей выдержке.

В качестве объектов исследования использовали проволоочные образцы заникеленного сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ диаметром 1,5 мм, закаленные от 850°C (10 мин) в воде и подвергнутые 100 термоциклам в температурном интервале от -196°C до 100°C для стабилизации температур мартенситных переходов. После указанной обработки сплав испытывал термоупругие мартенситные превращения $B2 \leftrightarrow B19'$ при температурах $M_n = -43^\circ C$, $M_k = -63^\circ C$ (температуры начала и конца прямого превращения), $A_n = -24^\circ C$, $A_k = -9^\circ C$ (температуры начала и конца обратного превращения). Для изучения влияния температурных и силовых факторов на изменение деформации во время изотермической выдержки эксперименты проводили по следующей методике: образцы охлаждали от 100°C до температуры выдержки T^* со скоростью 10°C/мин без нагрузки, выдерживали в течение 40 минут, после чего нагружали до напряжения σ (50 ÷ 300 МПа), выдерживали в течение 60 минут и разгружали. Кроме этого, повторяли такие же эксперименты, в которых после нагрузки выдержку не проводили. Температуру выдержки T^* выбирали в интервале $M_k^\sigma \div M_n^\sigma + 4^\circ C$ (M_n^σ , M_k^σ – температуры начала и конца прямого превращения при охлаждении под нагрузкой σ).

Полученные результаты показали, что изотермическая выдержка закаленного сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ под постоянной нагрузкой сопровождается накоплением деформации. Эта деформация полностью или частично восстанавливается при разгрузке и последующем нагреве. Таким образом, можно предположить, что она связана с изотермическим мартенситным превращением, которое реализуется в сплаве в процессе выдержки под постоянной нагрузкой. Зависимость изотермической деформации от температуры выдержки немонотонная и максимум наблюдается при температуре, близкой к M_n^σ . Максимальная изотермическая деформация от напряжения σ зависит монотонно, и максимум 5.8 % наблюдается при выдержке под напряжением 300 МПа.

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

**ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ
 $Ti_{49}Ni_{51}$**

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

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

²*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*
E-mail: ileavenovasky@gmail.com

В последнее время была обнаружена возможность реализации прямого мартенситного превращения в закаленном сплаве $Ni_{51}Ti_{49}$ с памятью формы в условиях изотермической выдержки. Кинетика этого явления хорошо изучена, однако изменение деформации в сплаве под постоянной нагрузкой в изотермических условиях не было исследовано. В связи с этим, целью настоящей работы явилось изучение изменения деформации в условиях выдержки при постоянной температуре сплава $Ni_{51}Ti_{49}$ под постоянным напряжением.

В качестве объектов исследования использовали проволоочные образцы сплава $Ni_{51}Ti_{49}$ диаметром 1,5 мм, которые закалили от 850 °С (10 мин) в воде и дополнительно термоциклировали 100 раз в интервале температур от -196 °С до 100 °С чтобы стабилизировать свойства сплава. После указанной обработки сплав испытывал термоупругое мартенситное превращение $B2 \leftrightarrow B19'$ при температурах $M_n = -43$ °С, $M_s = -63$ °С, $A_n = -24$ °С, $A_s = -9$ °С. Для изучения изменения деформации во время изотермической выдержки эксперименты проводили в двух режимах. В первом режиме образцы нагружали напряжением σ в высокотемпературном состоянии, охлаждали до температуры T^* , выдерживали в течение 60 минут и нагревали. Во втором режиме образцы охлаждали до температуры T^* , выдерживали в течение 40 минут для достижения равномерного распределения температуры в образце, затем нагружали напряжением σ , выдерживали в течение 60 минут и разгружали. Напряжение σ варьировали в интервале от 50 до 300 МПа. Температуры выдержки выбирали как из температурного интервала прямого мартенситного превращения, так и вне его.

Показано, что независимо от выбранного режима, в условиях изотермической выдержки под постоянным напряжением происходит накопление деформации в сплаве $Ni_{51}Ti_{49}$. Поскольку изотермически накопленная деформация частично или полностью восстанавливается в процессе обратного перехода, можно сделать вывод, что она связана с термоупругим мартенситным превращением, которое происходит при изотермической выдержке. Изотермическая деформация от температуры выдержки зависит немонотонно, и максимальный прирост деформации наблюдали при температуре выдержки внутри температурного интервала прямого перехода. Зависимость максимальной изотермической деформации от приложенного напряжения зависит от выбранного режима. В первом режиме эта зависимость слабая и прирост деформации составил 0.4 %. Во втором режиме зависимость монотонная и для напряжения 300 МПа прирост деформации составил 5.8 %.

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

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПРИ СЖАТИИ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ WAAM

**Карасева У.П.¹, Бикбаев Р.М.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Palani I.A.²,
ManiPrabu S.S.², Manikandan M.², Jayachandran S.², Anshu Sahu²**

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

²Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, India

E-mail: uliafoncattel@gmail.com

Получать образцы сложной формы с большой скоростью, малым расходом материала и относительной простотой позволяют методы, связанные с использованием аддитивных технологий, например, с использованием метода послойной наплавки - wirearcadditivemanufacturing (WAAM). Это особенно важно для сплавов с памятью формы на основе TiNi, поскольку эти материалы плохо обрабатываются. Структура и мартенситные превращения в сплаве TiNi, полученном методом WAAM, уже исследованы и показано, что структура и химический состав материала неоднородны по высоте образцов, что оказывает влияние на температуры мартенситных превращений. Поскольку мартенситные превращения определяют функциональное поведение сплавов с памятью формы, то неоднородная структура сплавов, полученных методом WAAM, должна повлиять на механическое поведение и эффекты памяти формы. Целью данной работы явилось изучение механического поведения и функциональных свойств в режиме сжатия сплава TiNi, полученного методом WAAM.

В качестве объектов исследования использовали трехслойные образцы, синтезированные из проволоки $Ti_{49}Ni_{51}$, диаметром 1.2 мм, методом WAAM. Синтез проводили на титановой подложке в атмосфере инертного газа. Образцы для сжатия размером 2.5x2.5x5 мм вырезали поперек направления роста слоев методом электроэрозионной резки.

Образцы без обработки и после отжига при температуре 450 °C в течение 10 часов испытывали в режиме сжатия в машине Lloyd 30k Plus, оснащенной реверсной рамкой, криотермокамерой и видеоэкстензометром. Сжатие проводили поперек слоев, вдоль оси роста образцов при WAAM. Механическое поведение исследовали при разных температурах, а эффект памяти формы - при нагревании после предварительного деформирования в мартенсите.

Полученные результаты показали, что на диаграммах деформирования можно выделить стадии, которые связаны с тем, что слои деформируются по различным механизмам. Максимальное напряжение, до которого деформировали образцы, составляло 600 МПа и разрушения не наблюдалось, что указывает на хорошую прочность межслойных границ. При нагревании предварительно деформированных образцов восстановление деформации также наблюдается в несколько стадий, что обусловлено тем, что температуры обратного перехода в слоях различны вследствие различной концентрации никеля. Показано, что отжиг улучшает свойства сплава за счет выравнивания концентрации никеля в пределах слоя.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФИ (№ 19-49-02014)-DST (№ DST/INT/RUS/RSF/P-36).

СТРУКТУРА ТОНКИХ ПЛЕНОК СПЛАВА TiNi, НАПЫЛЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ

**Япарова Е.Н.¹, Реснина Н.Н.¹, Palani.A.², Беляев С.П.¹, ManiPrabu S.S.²,
Manikandan M.², Jayachandran S.², Sahu A.², Бикбаев Р.М.¹**

¹СПбГУ, г. Санкт-Петербург, Россия, *erunyauve@mail.ru*

²*Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, Indore, India*

В настоящее время одним из наиболее перспективных способов получения тонких пленок из сплавов с памятью формы является напыление. В данной работе выполнен анализ химического состава и структуры тонких пленок из сплава с памятью формы TiNi, полученных тремя способами – термическим испарением (thermalevaporation - TE), взрывным испарением (flashevaporation - FE) и электронно-лучевым испарением (E-beamevaporation EBE). Тонкие пленки сплава TiNi были напылены на каптон, кремний и стекло.

Толщину напыленного слоя измеряли с использованием сканирующего электронного микроскопа. Для этого, на образцы была нанесена царапина, а в электронном сканирующем микроскопе были найдены следы разрушения и измерены толщины частиц пленки, отслоившихся от подложки. Установлено, что толщина пленок сплава TiNi, напыленных методами FE и EBE, составила 100 нм, а толщина пленок, напыленных методом TE, зависела от расстояния от ванны с напыляемым веществом до подложки. Варьирование этого расстояния позволило получить пленки с толщинами от 100 до 500 нм.

Химический состав пленок исследовали методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. Полученные результаты показали, что на поверхности образцов, напыленных методами TE и FE, содержание титана составляет 70 ат. % и никеля 30 ат.%, а на поверхности образца, напыленного методом EBE, наоборот, содержание никеля 75 ат.%, а титана – 25 ат.%. Таким образом, установлено, что метод напыления оказывает влияние на химический состав пленок, однако состав пленок, полученных методами FE и TE, слабо отличался друг от друга. Это связано с различием в способе испарения напыляемого материала. При EBE испарение заготовки происходит электронным пучком, а при FE и TE при индукционном нагревании. Различие между двумя последними методами заключается лишь в том, что при TE весь объем напыляемого материала расплавляется и испаряется, тогда как при FE небольшие порции материала падают на раскаленную поверхность ванны и испаряются. Таким образом, можно утверждать, что количество испаряемого материала слабо влияет на химический состав пленок TiNi.

Для изучения структуры тонких пленок, напыленных различными методами, был выполнен рентгенодифракционный анализ в режимах симметричного и скользящего пучков. Обнаружено, что при симметричной съемке, на дифрактограммах присутствуют интенсивные рефлексы, соответствующие подложке, а также слабые пики, соответствующие фазе TiNi. При съемке в скользящем пучке отражения от подложки не видны, и результаты показали, что все пленки, независимо от метода напыления, являются аморфными.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФ (№ 19-49-02014)-DST (№ DST/INT/RUS/RSF/P-36).

**ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ РАССТЯЖЕНИИ СПЛАВА TiNi,
ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ WAAM**

**Бикбаев Р.М.¹, Palani.A.², Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, ManiPrabuS.S.²,
Manikandan M.², Jayachandran S.², AnshuSahu²**

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

²Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, Indore INDIA
E-mail: BikbaevRM@yandex.ru

Применение сплавов с памятью формы на основе TiNi ограничено сложностью создания деталей сложной формы вследствие трудности их механической обработки. В этом случае, применение аддитивных технологий представляется перспективным. Среди многочисленных методов можно выделить технологию WAAM (wire-arcadditivemanufacturing) – метод послойного наплавления сплава, который позволяет существенно сократить время изготовления деталей сложной формы по сравнению с другими технологиями. Ранее было показано, что структура образцов сплава TiNi, полученных методом WAAM, неоднородна по химическому составу, что оказывает влияние на мартенситные превращения, которые в каждом слое реализуются при различных температурах. Целью данной работы явилось исследование функциональных свойств таких объектов в режиме растяжения.

5-слойный образец, синтезированный на титановую подложку с использованием проволоки Ti-50,9 ат. % Ni, разрезали на пластины толщиной 0,5 мм, из которых вырезали образцы, ширина и длина рабочей части которых составляла 1 мм и 6 мм. Образцы отжигали при температуре 450 °С в течение 10 часов. Функциональные свойства сплава изучали на установке «Lloyd 30k Plus», оснащенной криотермокамерой и видеоэкстензометром. Было реализовано две схемы испытаний: в первой схеме образцы охлаждали и нагревали через интервал мартенситных переходов под постоянным напряжением, величину которого варьировали от 50 до 400 МПа. Во второй схеме образцы деформировали при температуре 22°С, разгружали, нагревали через температурный интервал обратного перехода, чтобы реализовать эффект памяти формы, и подвергали термоциклу, чтобы изучить эффект обратной памяти формы.

Полученные результаты показали, что в многослойных образцах сплава TiNi, полученных методом WAAM, проявляются эффекты памяти формы, однако изменение деформации при охлаждении и нагревании происходит в несколько хорошо различимых стадий. Можно предположить, что эти стадии связаны с тем, что каждый слой испытывает термоупругие мартенситные превращения при различных температурах вследствие неоднородного распределения никеля по слоям. После деформации в мартенситном состоянии в слоях проявляется эффект стабилизации мартенсита. Увеличение напряжения, действующего при охлаждении и нагревании, приводит к увеличению как обратимых, так и необратимых деформаций, а также к возрастанию температур мартенситных переходов, согласно уравнению типа Клаузиуса – Клапейрона.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФИ (№ 19-49-02014)-DST (№ DST/INT/RUS/RSF/P-36).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ

**Реснина Н.Н.¹, Palanil.A.², Беляев С.П.¹, ManiPrabuS.S.², Люльчак П.С.¹,
Карасева У.П.¹, Manikandan M.², Jayachandran S.², AnshuSahu², Бикбаев Р.М.¹,
Колганов В.Д.¹**

¹*Saint-Petersburg State University, Saint-Petersburg, Russia*

²*Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, Indore, India*
E-mail: resnat@mail.ru

Важным преимуществом применения аддитивных технологий является возможность непосредственного изготовления деталей и узлов сложной конфигурации. Это особенно актуально для сплавов с памятью формы, которые очень плохо обрабатываются, что зачастую делает невозможным создание того или иного элемента. Среди многочисленных методов аддитивного синтеза можно выделить метод послойной наплавки (wire-arcadditivemanufacturing - WAAM), в котором проволока из сплава TiNi используется в качестве расходного электрода. Для успешного применения этого метода для получения образцов из сплавов на основе TiNi необходимо исследовать влияние параметров процесса WAAM на структуру и свойства полученных изделий, установить возможность управления свойствами полученного материала за счет термообработки и исследовать функциональные свойства таких объектов. Это и явилось целью данной работы.

Пятислойный образец наплавляли на титановую подложку при комнатной температуре в атмосфере аргона, используя проволоку сплава Ti_{49.1}Ni_{50.9} диаметром 1,2 мм. Полученные результаты показали, что структура образца типична для сплавов, полученных методом WAAM. Фазовый состав первого слоя отличен от состава других слоев, вследствие сильной диффузии титана из подложки. Внутренние слои преимущественно состоят из столбчатых зерен и тонких приповерхностных слоев с равноосными зернами. Вследствие диффузии титана из подложки, в слоях с первого по третий концентрация титана превышает концентрацию в проволоке, используемой для синтеза образца, что приводит к изменению температуры мартенситных переходов. Отжиг образцов при температурах 450 – 600 °С в течение 2 – 20 часов позволяет выровнять концентрацию титана и никеля в пределах слоя, однако по высоте образца неоднородное распределение химических элементов сохраняется. После отжига 10 часов и более, разрушаются столбчатые зерна и дендритная структура зерен. Кроме этого, при отжиге свыше 2 часов во всех слоях образуется фаза Ti₂Ni, кроме первого слоя, в котором она присутствовала до термообработки и сохранилась после. Образование фазы Ti₂Ni даже в четвертом и пятом слоях, в котором концентрация никеля и титана в матрице соответствовала составу проволоки, связана с тем, что после синтеза междендритное пространство занимает фаза TiNi с избытком титана, и именно в этом пространстве и образуется фаза Ti₂Ni при отжиге. Установлено, что пятислойные образцы проявляют эффект памяти формы, эффект обратимой памяти формы, обратимое изменение деформации при охлаждении под напряжением, при этом изменение деформации всегда стадийное. Это связано с тем, что различные слои претерпевают мартенситные переходы при различных температурах.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФ (№ 19-49-02014)-DST (№ DST/INT/RUS/RSF/P-36).

ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ АРМИРОВАНИЯ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ ДЕФОРМАЦИЮ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ СЖАТИИ¹Антанович А.А., ²Колесников С.А.¹ФГБУН институт физики высоких давлений Российской Академии наук,
Москва, Троицк, Россия, antanov@hppi.troitsk.ru²АО «НИИ конструкционных материалов на основе графита»,
Москва, Россия, Skolesnikov02@mail.ru

Прочностные свойства углерод-углеродных композиционных материалов (УУКМ), естественно, зависят от соответствующих свойств составляющих их компонент: углеродного армирующего наполнителя и связующей углеродной матрицы. Кроме того, очевидно, что свойства УУКМ будут также зависеть от схемы армирования материала. Во многих промышленно выпускаемых объемно армированных УУКМ в качестве армирующих элементов использованы стержни диаметром 1,18–1,19 мм, полученные из углеродных конструкционных нитей методом пултрузии. Из этих стержней собирается армирующий каркас, который затем заполняется связующей углеродной матрицей по той или иной технологии. Рассмотрим две схемы сборки армирующих каркасов: трехмерный 3D и четырехмерный 4D-L и проследим их влияние на деформацию при сжатии УУКМ, полученных при использовании изостатической технологии карбонизации каменноугольного пека [1].

Наиболее простая многонаправленная структура 3D, представленная на рисунке 1, состоит из системы трех взаимно перпендикулярных наборов армирующих стержней, расположенных в направлениях прямоугольной системы координат.

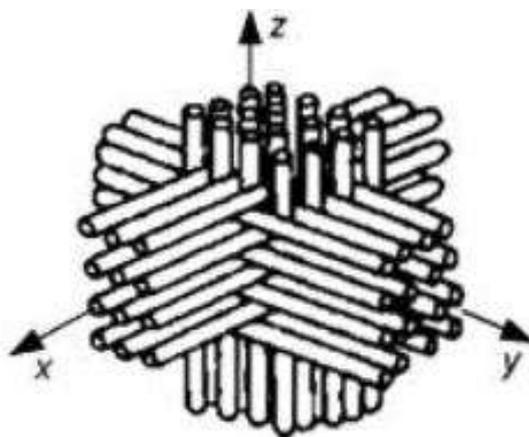


Рисунок 1- Структура армирования 3D

На рисунке 2 представлена типовая кривая деформирования образца в направлении Z трехмерно армированного УУКМ на основе углеродной матрицы, полученной по изостатической технологии из каменноугольного пека. Испытания образцов УУКМ на сжатие при нормальной температуре проводили на универсальной испытательной машине Z250 фирмы Zwick/Roell с погрешностью измерения нагрузки, не превышающей 0,5% и погрешностью определения деформации не более 1%. Модуль упругости коксовой матрицы из пека таких композиций равен $6,4 \pm 1,9$ ГПа. Передача нагрузки в трансверсальном направлении становится подобной композиту с полимерной матрицей, и проявляется сильно выраженный эффект псевдопластичности после упругой области деформирования. Особенностью кривых деформирования в направлении Z при сжатии образцов УУКМ 3D армирования, полученного по изостатической технологии, как видно, является относительно длительный этап сопротивления до разрушения.

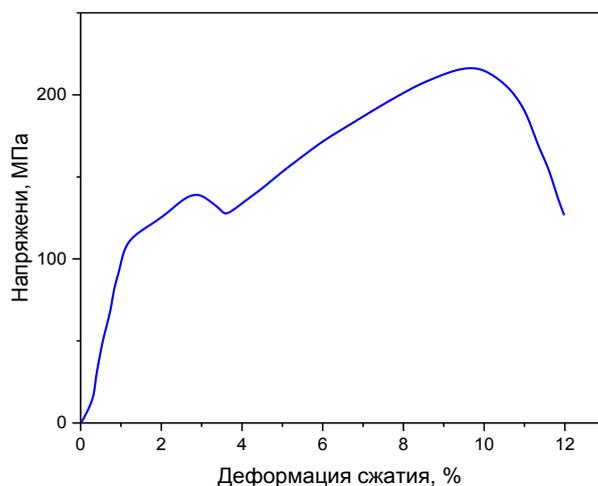


Рисунок 2 - Кривая деформирования 3DUУКМ

Применение в составе углеродной матрицы кокса, получаемого методом изостатической карбонизации, повышает работу разрушения УУКМ до уровня соизмеримого с углепластиком на основе эпоксидной смолы, которые считаются эталоном по реализации прочностных свойств армирующего каркаса и уровню работы разрушения.

На рисунке 3 показана четырехмерная структура армирования 4D-L, применяемая, например, при изготовлении отечественного УУКМ «Десна-4». Материал производится также по изостатической технологии формирования углеродной матрицы из каменноугольного пека.

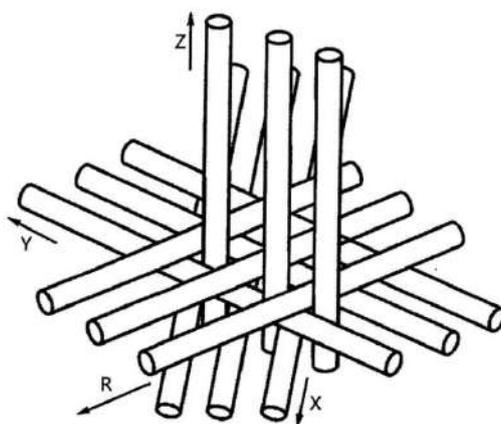


Рисунок 3 - Структура армирования 4D-L

Особенностью структуры армирования является последовательная послойная укладка стержней по осям X, Y, R, разориентированным между собой на 120°.

На рисунке 4 приведены кривые деформации УУКМ с указанной структурой армирования при сжатии по осям Z и X.

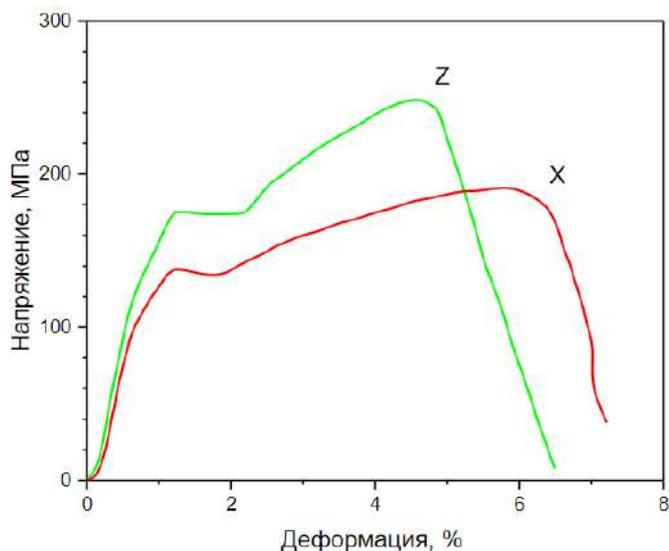


Рисунок 4 - Кривые деформирования 4D-ЛУУКМ

Для удобства сравнения полученных результатов кривые деформирования для обеих схем армирования (рисунки 2 и 4) приведены в одном масштабе на рисунке 5.

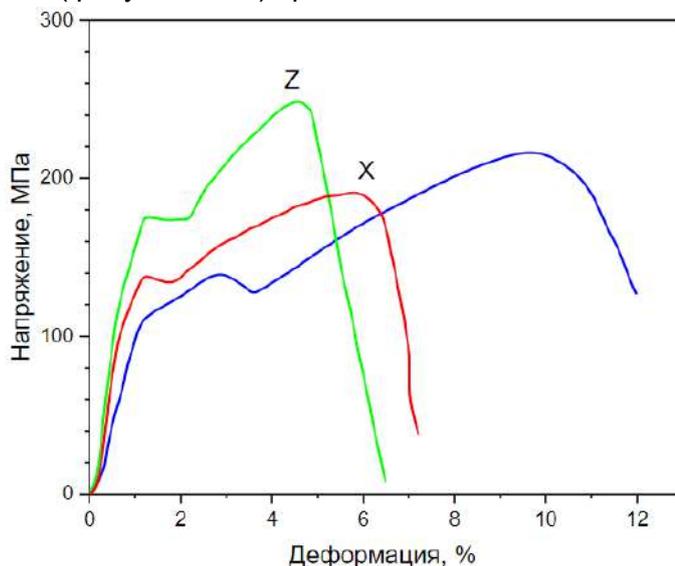


Рисунок 5–Сравнение кривых деформирования на сжатие трех- и четырехмерно армированных УУКМ

Из рисунка видно, что введение дополнительной оси армирования увеличивает модуль упругости и предел прочности при сжатии. При этом предельно высокая точка кривой деформирования по оси Z для 4D-Лструктуры оказалась над показателем деформации $\sim 4,5$ %, вместо $\sim 10,0$ % для УУКМ со схемой армирования 3D, т.е. 4D-ЛУУКМ имеет более короткий участок деформации сжатия на завершающем (за пределами упругого деформирования) этапе разрушения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Антанович А.А., Колесников С.А.. Изостатические технологии при изготовлении углеродных конструкционных материалов.// Перспективные материалы и технологии : Монография. Т.1. Витебск: УО«ВГТУ», 2017. - 467 с.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОРОШКОВОГО СПЛАВА TiNi В ПЕРСПЕКТИВЕ СОЗДАНИЯ БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ДИФфуЗИОННОГО СПЕКАНИЯ

Аникеев С.Г., Артюхова Н.В., Волочаев М.Н., Кафтаранова М.И., Гарин А.С., Ходоренко В.Н., Гюнтер В.Э.

*Национальный исследовательский Томский университет,
г. Томск, Россия, Anikeev_Sergey@mail.ru*

Биосовместимые пористые сплавы на основе интерметаллида никелида титана (TiNi) получают методами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и диффузионного спекания (ДС). В основе метода СВС лежит экзотермическая реакция между компонентами шихты Ti и Ni. Реакционный синтез и сложная структура фронта горения порошковой заготовки приводит к получению материала с неоднородной макро- и микроструктурой. В случае ДС используется интерметаллид никелида титана марки ПВ–Н55Т45, полученный методом гидридно-кальциевого восстановления. В процессе спекания в порошковой заготовке отсутствуют процессы сплавообразования, что позволяет получать материал с более однородным фазово-химическим составом по сравнению с СВС-материалом. Состояние исходного порошкового сплава TiNi определяет структурные параметры и физико-механические свойства пористых материалов на основе никелида титана. Однако, как показали исследования, при высоких конструкционных и прочностных свойствах пористого материала, полученного методом спекания, функциональные свойства, обусловленные реализацией мартенситных превращений, практически отсутствуют в силу избыточного обогащения матрицы TiNi по Ni. Для того чтобы решить данную проблему и определить направление дальнейшей научно-поисковой работы, сформулирована цель – исследовать структурные особенности порошкового сплава TiNi марки ПВ–Н55Т45 методами растровой, оптической, просвечивающей микроскопий.

Предметом исследования является порошок никелида титана марки ПВ–Н55Т45 (ГОСТ (ТУ) 14-22-123-99, ПАО «Тулачермет», г. Тула), полученный методом гидридно-кальциевого восстановления. Интервал размеров частиц порошка согласно паспорту качества составляет 100–140 мкм, фактический диапазон размеров, определенный по ситовому анализу 50–200 мкм. Для изучения макро- и микроструктуры порошка подготовили металлографические шлифы согласно стандартной методике. Порошок никелида титана добавляли в полимерный состав на основе эпоксидной смолы. Затвердевшую полимерную заготовку с порошком шлифовали наждачной бумагой в интервале зернистости (P493– P5000) с обильным охлаждением водой, чтобы избежать нагрева образца. После каждого этапа шлифовки контролировали качество поверхности на оптическом микроскопе Axiovert–40 MAT. Для выявления структурных особенностей порошка никелида титана поверхность металлографических шлифов обрабатывали в водном растворе азотной и плавиковой кислот (2 части HNO₃, 1 часть HF и 3 части H₂O) при температуре раствора 55–60 °С в течение 2–3 с. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Olympus GX-71.

Морфологические особенности частиц порошка и их микроструктуру исследовали методами растровой электронной микроскопии на микроскопах Philips SEM 515 и системе с электронным и сфокусированным ионным пучками Quanta 200 3D при ускоряющих напряжениях от 10–30 кВ и размере пучка 5–20 нм. Концентрационный состав фаз определяли с помощью энергодисперсионного микроанализатора EDAX ECON IV. Для исследования структуры порошков методами растровой электронной микроскопии на металлографические образцы наносили тонкие пленки золота толщиной 300–360 Å методом магнетронного напыления на установке SPI-Module Sputter Coater.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 на $\text{CuK}\alpha$ -излучении, съемка велась на отражение по методу Брегга–Брентано. Анализ фазового состава проведен с использованием баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4.

Исследование микроструктуры порошкового сплава TiNi выполнено методом просвечивающей электронной микроскопии на устройстве Hitachi HT-7700, оснащенный сканирующей приставкой и энергодисперсионным спектрометром Bruker X-Flash 6T/60. Образцы «cross-section» были предварительно подготовлены при помощи системы фокусируемого ионного пучка (ФИП) Hitachi FB-2100.

В порошке никелида титана марки ПВ–Н55Т45 интерметаллидное соединение TiNi находится в двухфазном состоянии – B2-аустенит (30 мас. %) и B19'-мартенсит (34 мас. %). Обнаружены фазы, обогащенные по титану Ti_2Ni (26 мас. %), а также обогащенные никелем фазы – Ti_3Ni_4 (7 мас. %) и TiNi_3 (3 мас. %). Порошок никелида титана, полученный методом гидридно-кальциевого восстановления, имеет губчатую и компактную морфологию (рис. 1). Губчатая форма частиц (рис. 1, отмечено «I») является типичной для данного типа порошков, получаемых методом гидридно-кальциевого восстановления, их доля составляет до 85 % от общего числа частиц порошка. В структуре тела губчатой порошинки, состоящей из ансамбля зерен TiNi с тройными стыками спрямленных границ, обнаружены закрытые поры диаметром 3–5 мкм. Компактные частицы порошка (рис. 1, отмечено «II») также состоят из укрупненных округлой формы зерен никелида титана с массивной прослойкой соединения Ti_2Ni . На компактных частицах обнаруживаются следы трещин и поверхности разрушения, связанные с механической обработкой в шаровых или вихревых мельницах.

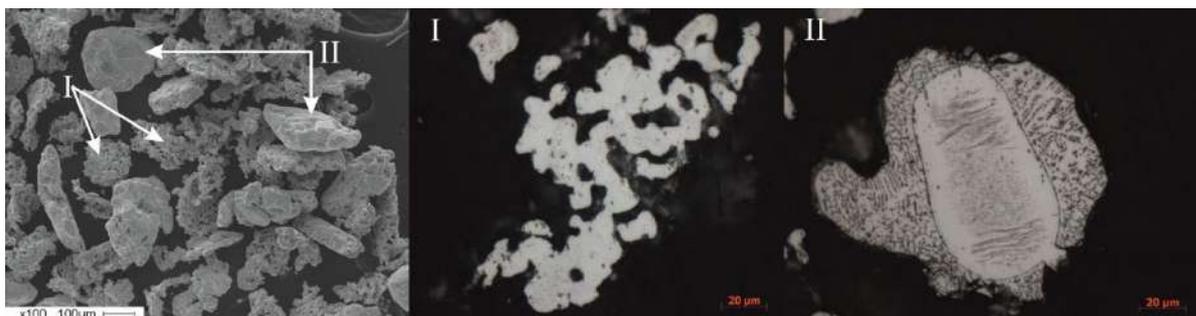


Рисунок 1 - Двойная морфология порошкового сплава TiNi: I – макроструктура губчатой частицы порошка, II – макроструктура компактной частицы порошка TiNi

Частицы порошка губчатой и компактной морфологии имеют характерное строение на основе зерен соединения TiNi разной формы с комбинациями структурных элементов на основе вторичных фаз различного состава. Однако основное отличие компактных частиц от губчатых заключается в особом строении, а именно компактные частицы порошка состоят из укрупненных одиночных или нескольких зерен TiNi округлой формы, размер которых достигает 40–130 мкм. Методом энергодисперсионного микроанализа установлено, что зерна TiNi в компактных частицах окружены фазой Ti_2Ni , которая образуется по перитектической реакции. В некоторых местах слой Ti_2Ni имеет в структуре область с множественными компактными выделениями частиц $\text{Ti}_4\text{Ni}_2\text{O}$ с размерами 0,2–0,8 мкм. По данным энергодисперсионного анализа в их составе присутствует кислород.

С помощью методики просвечивающей электронной микроскопии показано, что губчатые частицы порошка не имеют аморфного покрытия и характеризуются мелкокристаллической мартенситной структурой с редкими включениями частиц Ti_2Ni субмикронного размера (рис. 2, а).

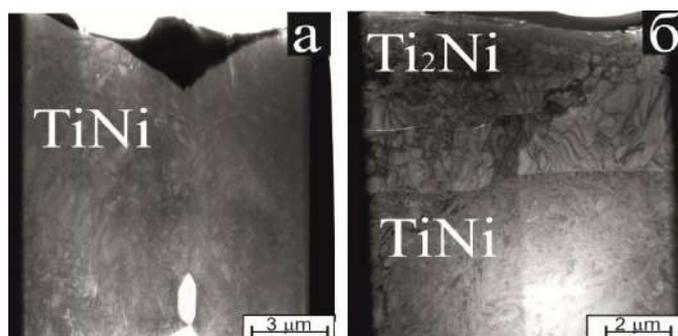


Рисунок 2 - Микроструктура образцов cross-section, полученных из губчатой (а) и компактной (б) частиц порошка TiNi

Компактные частицы (рис.2, б) делятся на два типа: с Ti_2Ni покрытием и без покрытия. На компактных частицах обнаруживаются следы трещин и поверхности разрушения, связанные с механической обработкой в шаровых или вихревых мельницах. Исследование методом ПЭМ компактных частиц первого типа показало, что их поверхность покрыта неоднородным слоем фазы Ti_2Ni до 0,5 мкм, состоящим из ультрадисперсной матрицы с кристаллическими включениями до 20 нм. Элементный анализ показал наличие никеля и титана в равных количествах с большим содержанием кислорода (до 60%) и кальция (до 15%), а также включениями железа и хрома. Под аморфной «шубой» располагается мелкокристаллический слой Ti_2Ni с редкими включениями частиц, состоящих из титана (67-70 %), никеля (18-20 %) и фосфора (9-10 %), с небольшим содержанием кремния (2-3 %). Ближе к TiNi основе фаза Ti_2Ni становится крупнокристаллической с множеством дефектов и трещин, вызванных механической обработкой порошка. Основная фаза TiNi обладает мелкозернистой реечной структурой, состоящей из смеси фаз аустенита B2, мартенсита B19' и включений частиц Ti_3Ni_4 .

Компактные частицы второго типа также покрыты неоднородным ультрадисперсным слоем с высоким содержанием кислорода и кальция, под которым располагается ультрадисперсная матрица состава $Ti_{45}Ni_{55}$ с включениями наночастиц Ti_3Ni_4 . По мере удаления от поверхности размер включений фазы Ti_3Ni_4 резко увеличивается, частицы собираются в агломераты вытянутой формы. Одновременно с этим уменьшается доля ультрадисперсной матрицы, которая плавно переходит в кристаллическую основу, содержащую кристаллиты мартенсита и Ti_3Ni_4 , разделенные тонкими аморфными прослойками.

Таким образом, в работе установлено различное структурное состояние частиц порошка TiNi губчатой и компактной морфологии. Можно предположить, что наличие частиц компактной морфологии может являться нежелательным результатом при технологическом процессе гидридно-кальциевого восстановления. В перспективе создания пористых сплавов на основе TiNi необходимо учитывать их воздействие на свойства получаемого материала.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда (проект 19–79–10045). Электронно-микроскопические исследования проведены на оборудовании Красноярского регионального центра коллективного пользования ФИЦ КНЦ СО РАН.

**НЕКОТОРЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПОЛУЧЕНИЯ СУПЕРПРОЧНЫХ НИТЕЙ
СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА БЕЗРАСТВОРНЫМ МЕТОДОМ**

Мясникова Л.П.¹, Дроботько В.Ф.², Борзенко А.П.², Письменова Н.Е.²,
Радованова Е.М.¹, Бойко Ю.М.¹, Марихин В.А.¹, Борисов А.К.¹, Егоров В.М.¹

¹Физико-Технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия

²Донецкий физико-технический институт им.А.А.Галкина, Донецк, Украина

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) представляет собой перспективный эксплуатационный материал благодаря своим уникальным свойствам – химической стойкостью, малым коэффициентом трения, ударопрочностью, высокой абразивной стойкостью, гидрофобностью, а также возможностью получения волокон с рекордной прочностью на единицу веса. Последние широко используются в виде канатов и буксировочных тросов, а также в композиционных материалах, из которых изготавливают разные виды брони, пуленепробиваемые жилеты, корпуса лодок, спортивный инвентарь и пр. Сверхпрочные высокомодульные волокна СВМПЭ с прочностью до 3,7 ГПа и модулем упругости 220 ГПа достаточно дороги, так как производятся по методу гель-технологии из мало концентрированных растворов СВМПЭ, что требует рекуперации больших объемов дорогого растворителя.

Новый более экономичный метод получения сверхпрочных нитей СВМПЭ безрастворным (сухим) способом непосредственно из продуктов синтеза СВМПЭ, т.н. реакторного порошка (РП), по принципу порошковой металлургии разрабатывается многими исследовательскими группами уже не одно десятилетие. Несмотря на значительные успехи в этом направлении и заявленные высокие прочности получаемых в лабораторных условиях ориентированных нитей [1], на практике все же не удается получить пленки с прочностными характеристиками, превышающими характеристики гель-волокон. Ведущая фирма Tejin aramid, использующая сухой метод переработки РП СВМПЭ, производит пленки Endumax прочностью 2,2 ГПа и модулем упругости 170 ГПа. Таким образом, не все потенциальные возможности безрастворного метода исчерпаны.

На пути к получению суперпрочного материала из РП приходится решать две задачи. Во-первых, за счет компактирования порошка с последующим спеканием необходимо получить монолитную заготовку для ориентационного вытягивания с достаточно прочными когезионными связями между частицами порошка, которые не разрушались бы в процессе ориентационной вытяжки. Во-вторых, необходимо не "испортить" внутреннюю надмолекулярную структуру порошинки во время монолитизации. Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что нагрев РП выше температуры плавления ПЭ приводит к потере способности РП к достижению высоких ориентационных удлинений и, соответственно, к получению высокопрочного высокомодульного материала. Однако, как известно, температура плавления ($T_{пл}$) вещества зависит от давления. В частности, $T_{пл}$ ПЭ повышается на 20°C при давлении в 100 МПа.

В настоящей работе предпринята попытка получения прекурсоров для ориентационного вытягивания путем спекания РП под высоким давлением (95-100 МПа) при температуре 145°C, превышающей $T_{пл}$ ПЭ (135°C) с варьируемыми условиями охлаждения до комнатной температуры. Кристаллическую структуру полученных прекурсоров исследовали при помощи рентгеноструктурного анализа образцов в больших углах на установке ДРОН-УМ1 в геометрии Брэгг-Брентано с фильтрованным никелем излучением $Cu-K_{\alpha}$ ($\lambda = 0.15406$ нм). Термодинамические характеристики прекурсоров изучали по термограммам, записанным на дифференциальном сканирующем калориметре Д-500 (г. Самара, СамГТУ), прокалбированном по температурам плавления индия (429.8К) и льда (273.1К) и теплоемкости сапфира. Прочность неориентированных прекурсоров определяли на специализированной лабораторной установке при температуре жидкого азота, чтобы

избежать пластической деформации при измерении. Полученные величины пересчитывали на комнатную температуру. Ориентированные образцы получали путем многоступенчатой высокотемпературной вытяжки со скоростью 10см/мин на ножевом нагревателе. Для измерений прочности на разрыв ориентированных образцов использовали Instron 1122.

Для работы был выбран РП с $M_w=3$ млн г/моль, синтезированный на одноцентровомметаллоцееновом катализаторе в Институте Высокомолекулярных соединений РАН [2]. РП компактировали в таблетки путем выдерживания порошка в прессформе в течение 15 минут при комнатной температуре под давлением 100МПа. Одни компактированные таблетки спекали в течение 30 минут в обычном режиме под давлением в 100МПа при 130°C, которая не превышала $T_{\text{плав}}$ ПЭ (I). Другие компакты помещали в прессформу, разогретую до 130°C, затем поднимали давление до 100МПа, разогревали пресс-форму до 145°C, выдерживали при этой температуре в течение 30 мин, сбрасывали давление и быстро охлаждали до комнатной температуры (I). Образцы (II) изготавливались также, как образцы (I), но после сбрасывания давления таблетка охлаждалась в пресс-форме. Образцы (III) в отличие от образцов (II) охлаждались прессформе под давлением.

В таблице 1 представлены результаты рентгеноструктурного и термодинамического анализа исследуемых образцов

Температура спекания °С	D_{110}, nm	D_{200}, nm	Моно	Орто	I_{200}/I_{110}	$\chi, \%$ (рентг)	$\chi, \%$ (ДСК)	$T_m, \text{°C}$
130, режим I	12.76	10.11	22.46	77.54	0.499	84.03	80	142,6
145, I режим	13.36	10.31	23.12	76.88	0.482	83.16	71	142,7
145, II режим	13.77	12.33	19.63	80.37	0.502	90.04	75	142,7
145, III режим	13.66	11.51	22.16	77.84	0.453	84.98	80	142,3

В первую очередь надо отметить, что кроме пиков орторомбической фазы, характерной для ПЭ, во всех рентгенодифракционных кривых наблюдались пики, соответствующие метастабильной моноклинной структуре, существующей только под напряжением. Причем, содержание моноклинной модификации незначительно менялось в зависимости от условий охлаждения и лишь заметно уменьшалось при медленном остывании полимера без давления, что легко объяснить большей молекулярной подвижностью в отсутствие давления. Таким образом, вне зависимости от температуры спекания, в спеченных образцах сохраняются долго живущие остаточные напряжения. В то же время, спекание при температуре выше $T_{\text{пл}}$ ПЭ приводило к увеличению размера орторомбических кристаллитов в направлениях, перпендикулярным кристаллографическим плоскостям 110 (5-7%) и 200 (14-22%) в зависимости от условий охлаждения. Изменялась также степень кристалличности, причем оценки степени кристалличности, полученные из данных рентгеноструктурного анализа и ДСК, заметно различаются (см. колонки 7 и 8 в табл.1). Причиной этого расхождения может быть возникновение текстуры при спекании полимера под давлением, что подтверждается расхождением соотношения интенсивностей рефлексов 110 и 200 в спеченных образцах (см. колонку 6 в табл.1) по сравнению с этим соотношением в изотропном материале (0,21).

Важно отметить, что, несмотря на некоторые изменения в кристаллической структуре исследуемых таблеток СВМПЭ, спеченных при 145°C под давлением, их $T_{\text{пл}}$ плавления не изменилась, и по-прежнему осталась выше (142°C), чем $T_{\text{пл}}$ температура плавления СВМПЭ, закристаллизованного из расплава (135°C) (см. рис. 1). А это значит, что не произошла перекристаллизация материала, сопровождающаяся катастрофическими изменениями во внутренней структуре частиц и потерей их способности к высоким ориентационным удлинениям. Однако сохранить эту структуру удастся лишь в том случае, если таблетка помещается в пресс при температуре ниже $T_{\text{пл}}$, и подъем температуры происходит, когда полимер уже находится под давлением (режимы I-III)). Для сравнения приготовили таблетку А, которую помещали сразу в нагретый до 145°C пресс, и только потом прикладывали давление.

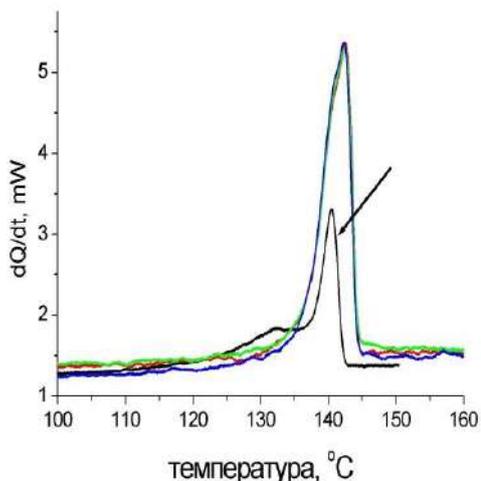


Рисунок 1 - Термограммы прекурсоров (режимы-I-III) (термограмма образца А показана стрелкой)

Тех нескольких секунд, когда полимер находился еще без давления при температуре $T > T_{пл}$, оказалось достаточно для катастрофической перестройки структуры (термограмма образца А показана на рис.1 стрелкой). Видно, что пики плавления образцов, спеченных по режимам I-III практически идентичны, некоторое расхождение видно только в низкотемпературных крыльях кривых плавления.

В то же время в термограмме таблетки А, появляются 2 пика (140,5°С и 132°С), что свидетельствует о мгновенной частичной перекристаллизации полимера до подачи давления.

Спеченные таблетки, нарезались на полоски шириной в 1 мм, и их прочность на разрыв измерялась при температуре жидкого азота, чтобы избежать пластической деформации образца во время испытания. Прочности на разрыв исследуемых спеченных таблеток РП, пересчитанные на комнатную температуру, практически не зависели от условий спекания и варьировались в пределах 24-25 МПа. Исключение составил только образец А. Он был настолько хрупким, что его было невозможно зажать в зажимы. Остальные образцы подвергались многоступенчатой зонной ориентационной вытяжке. К настоящему времени прочностные характеристики получены только для образцов, спеченных в стандартных условиях (I). На рис.2 представлена зависимость прочности ориентированных образцов от степени их вытяжки (λ). Предельно вытянутые образцы ($\lambda=80$), демонстрировали прочность (4,3ГПа), превышающую прочность гель-волокон (3,7ГПа). К настоящему времени проведена ориентационная вытяжка образцов, спеченных по всем трем режимам.

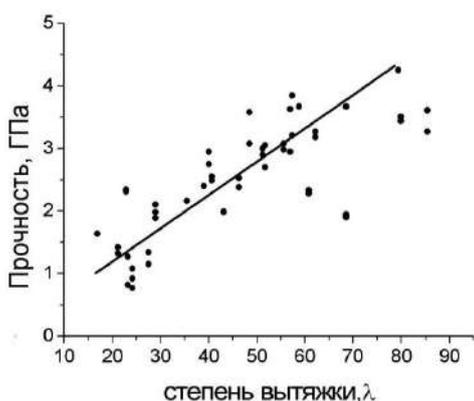


Рисунок 2 - Зависимость прочности ориентированных образцов (I) от степени вытяжки.

Предельная вытяжка образцов, спеченных по I режиму, составляла $\lambda=80,3$, по режиму II, $\lambda=70,5$ и по режиму III, $\lambda=76,4$. Однако для того, чтобы делать заключение по поводу оптимизации режима спекания прекурсоров для ориентационной вытяжки, требуется еще большая работа по набору статистических данных прочности ориентированных пленок, поскольку разброс прочностей достаточно высок. Как показывают наши исследования, для достоверной оценки материала требуются измерения серий, состоящих не менее чем из 50 образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 19-03-00789).

ЛИТЕРАТУРА

1. S. Rastogi, Y. Yao, S. Ronca, van der Eem J. Bos. *Macromolecules*, 44, 5558 (2011).
2. Иванчев С.С., Озерин А.Н., Иванчева Н.И. и др. Пат. РФ № 2552636 С2 // Бюл. 2015. № 16.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ ИЗГИБЕ ПРОВОЛОКИ ИЗ ВОЛЬФРАМА

¹Пономарев Т.С., ¹Белявин К.Е., ¹Минько Д.В.,

²Корольков О.Е., ³Столяров В.В.

¹Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь, timofeus@tut.by, dminko@tyt.by

²Московский политехнический университет, 41zh1k@mail.ru, Москва, Россия

³Институт машиноведения РАН, Москва, Россия, vlstol@mail.ru

Известно, что в металлических материалах при одновременном воздействии импульсного тока и пластической деформации возникает ЭПЭ, проявляющийся в снижении напряжений течения и повышении пластичности при статическом растяжении [1]. В пластичных материалах ЭПЭ может достигать 40-50% от действующих напряжений течения. Менее известен ЭПЭ при формовке хрупких металлов, получение которых требует трудо- и энергоемких процессов металлообработки. В [2,3] показана возможность повышения пластичности при прокатке с током микронной ленты из W, а в [4] авторы обнаружили рекристаллизацию деформированного W при воздействии импульсного тока. Всего одна работа посвящена изучению ЭПЭ в W в процессе растяжения [5]. Однако нет работ по исследованию ЭПЭ на W. Поэтому цель работы заключалась в исследовании ЭПЭ при изгибе вольфрамовой проволоки.

Материалом исследования служила проволока $\varnothing 4$ мм из вольфрама WT 20, химический состав которого представлен в таблице 1

SKLAD CHEMICZNY (Chemical composition):

Fe %	Al %	Mo %	Ca %	Ni %	Si %	O %	N %	C %	Ti %	W %	TbO ₂
0,001	0,002	0,001	0,002	0,002	0,003	0,001	0,003	0,001		97,83	2,05

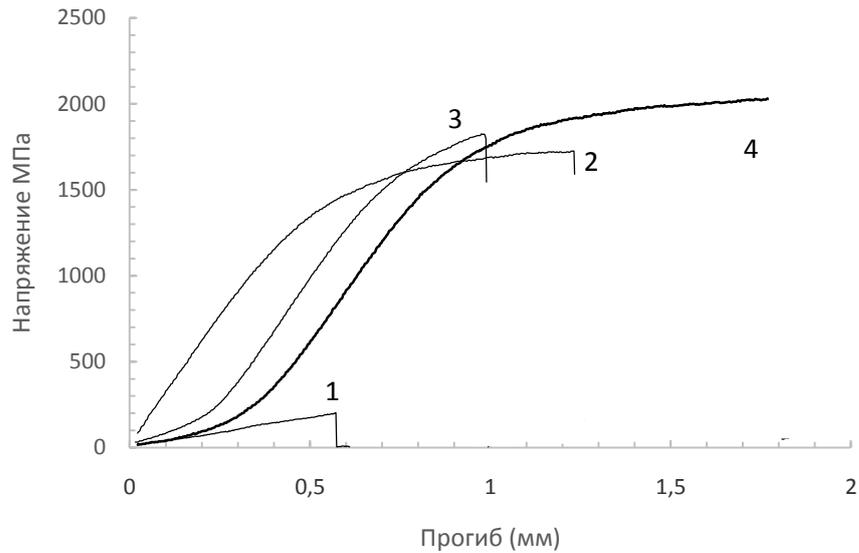
Образцы проволоки деформировали по схеме 3-х точечного изгиба, расстояние между опорами 36 мм, радиусы ножа и опор были 2 мм. В образцы вводили постоянный и многоимпульсный ток по режимам, указанным в таблице 2. Выбор режимов тока обеспечивал температуры испытаний 70 и 130 °С. Время нагружения до разрушения составляло приблизительно 2 мин.

Таблица 2 - Вид и режимы тока

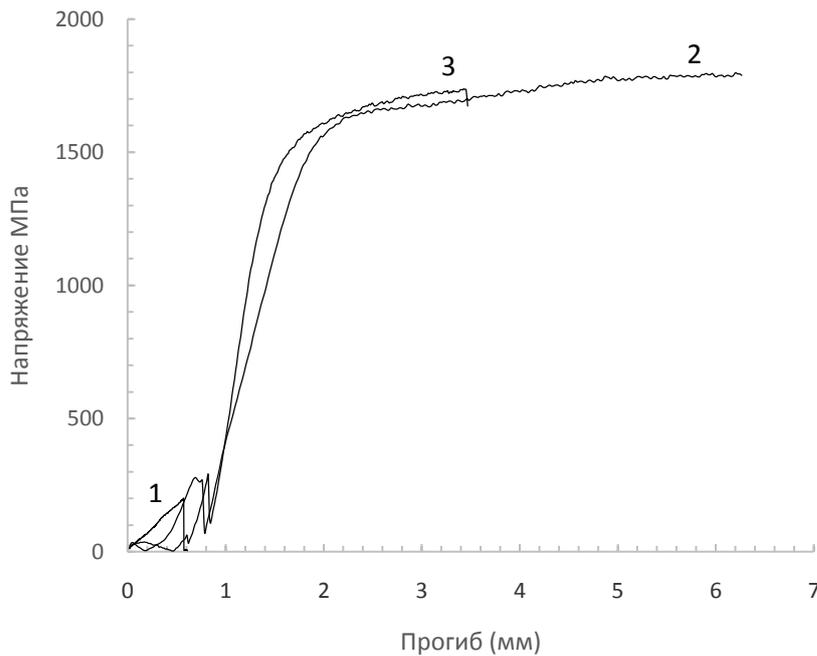
Вид тока	T изг, °С	Плотность токаj, А/мм ²
Постоянный ток	70	1.3
	130	2.3
Многоимпульсный ток, 1мкс	70	20.0
	130	21.5
Многоимпульсный ток, 100 мкс	70	16.0
	130	18.3

На рис.1 приведены кривые «напряжение-прогиб» при изгибе проволоки для разных способов нагрева (многоимпульсный и постоянный ток) и температур 70 и 130 °С. Видно, что с повышением температуры испытания с током величина перемещения увеличивается в разы, достигая нескольких мм (рис.1а,б). Для обеих температур введение тока приводит к достижению области пластической деформации, тогда как без тока все испытания заканчиваются хрупким разрушением в упругой области. При

температуре 50 °С деформируемость практически одинакова для многоимпульсного и постоянного тока (рис. 1а).



а



б

Рисунок 1 - Кривые «напряжение-прогиб» при температуре 70 °С (а) и 130 °С (б): 1- без тока; 2- постоянный ток; 3- многоимпульсный ток, 1 мкс; 4- многоимпульсный ток, 100 мкс;

Отмечается роль длительности импульса, повышение которой с 1 до 100 мкс способствует проявлению большей пластичности (рис. 1.а). Преимущество постоянного тока по сравнению с многоимпульсным током в повышении пластичности до разрушения наиболее ярко проявляется при 130 °С (рис. 1б), при этом нагрев феном обеспечивает наименьший эффект. Такое влияние режима нагрева на пластичность может быть связано с величиной относительного вклада ЭПЭ по сравнению с тепловым эффектом. При использовании фена нагрев влияет в основном на наружную поверхность проволоки, а ЭПЭ отсутствует. В случае использования постоянного тока

относительный вклад Джоуль эффекта заметно больше вклада ЭПЭ и связан с большим временем воздействия, чем при многоимпульсном токе. Напротив, вклад ЭПЭ при многоимпульсном режиме тока больше, чем тепловой эффект. Структурной причиной скорее всего является различие в степени рекристаллизации.

На рис. 2 показаны для сравнения образцы после изгиба при разных температурах



а) многоимпульсный ток с длительностью импульса 100 мкс, температура 130 С

б) многоимпульсный ток с длительностью импульса 100 мкс, температура 70 С

Таким образом, меняя метод и режим воздействия нагрева можно регулировать вклад ЭПЭ и тем самым влиять на формоизменение вольфрамовой проволоки при изгибе.

ЛИТЕРАТУРА

1. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. Физические основы и технологии обработки современных материалов, Т.1. М.–Ижевск: Институт компьютерных технологий, 2004. 590 с.
2. К.М. Климов и др. Изменение пластичности вольфрама под влиянием электрического тока // МТОМ, №1, стр. 56-57, 1977.
3. К.М. Климов и др. Электропластическая прокатка проволок в ленту микронных сечений из вольфрама и его сплава с рением // Известия АН СССР, сер. Металлы, №4, стр. 143-145, 1975.
4. Y.Yuan, W. Liu, B. Fu, H. Xu, The effects of electropulsing on the recrystallization behavior of rolled pure tungsten J. Mater. Res., Vol. 27, No. 20, 2012 2630-2638.
5. L.Hu, J.C.Yang, W. G. Zhu, J. Cao, Effect of Pulse Current on the Plastic Deformation Behavior of Tungsten, Materials Science Forum, 817, Trans Tech Publications, Ltd., 2015, 392–398. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.817.392.

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg6Al ПОСЛЕ ОТЖИГА И РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Клевцова Н.А.¹, Кулясова О.Б.², Линдеров М.Л.¹, Мерсон Д.Л.¹, Пигалева И.Н.¹, Ганеев А.В.²

¹ Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия, Klevtsov1948@mail.ru

² НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, г. Уфа, Россия, rzvaliev@yahoo.com

Целью работы является повышение комплекса механических свойств магниевого сплава Mg6Al, путем использования равноканального углового прессования (РКУП).

Материал и методики исследования. Магниевый сплав Mg6Al (5.6 % Al; 0.245 % Mn; 0.047 % Cl; 0.046 % Ca) исследовали после гомогенизационного отжига и РКУП. Отжиг сплава в литом состоянии проводили при температуре 430 °С в течение 24 часов в среде аргона. После термической обработки партию сплава подвергали РКУП при температуре 400 °С (n=4, маршрут Вс, φ=120°[1]) с промежуточным отжигом при температуре 400 °С в течение 15 минут. Исследование микроструктуры сплава проводили на металлографическом микроскопе Olimpus GX-51; испытание сплава на твердость – на твердомере ТН 300. Статическое растяжение цилиндрических образцов при температуре 20 и -196 °С проводили на испытательной машине Н50КТ. Испытание материала на статическую трещиностойкость (K_{1C}) и на усталость проводили на призматических образцах толщиной 10 мм по схеме трехточечного изгиба. Испытание на K_{1C} проводили согласно ГОСТ 25.506-85в среде жидкого азота (-196 °С). Усталостные испытания проводили при температуре 20 °С на установке Instron 8802 при ν=10 Гц, R=0.1 и нагрузках 800 и 1000 н. Микрофрактографические исследования проводили в растровом электронном микроскопе (РЭМ) SIGMAфирмы ZEISS.

Микроструктура и механические свойства сплава Mg6Al при растяжении. Исследование микроструктуры сплава Mg6Al показало, что после отжига по границам зерен видна вторая фаза (Mg₁₇Al₁₂). После РКУП данной фазы стало меньше, что говорит о ее частичном растворении в процессе горячей деформации (0,73T_{пл}). Средний размер зерен и механические свойства сплава представлены в таблице 1.

Таблица 1 - Размер зерен и механические свойства сплава при температурах 20 °С/-196 °С

Состояние	d _{ср.} , мкм	НВ	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %
После отжига	85	48	230±10 / 270±5.0	75±5.0 / 130±5.0	8.5±1.5/8.0±1.5
После РКУП	20	60	260±15/315±5.0	100±10/160±15	10±1.0/9.0±1.0

Статическая трещиностойкость сплава Mg6Al. Результаты испытания образцов на статическую трещиностойкость показали, что РКУП по вышеуказанным режимам, незначительно повышает трещиностойкость сплава (табл. 2). Однако, согласно критерию $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2$, при данных размерах образцов и условиях испытания условие плоской деформации (ПД) не было достигнуто, хотя другие критерии удовлетворяют условию ПД. Следовательно, полученное значение трещиностойкости – есть K_c.

Таблица 2 - Статическая трещиностойкость сплава Mg6Al в различном состоянии и критерии реализации условий ПД по ГОСТ 25.506-85

Состояние	K _c , МПа√м	$t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2$	P _{max} /P _Q	φ _c , %
После отжига	14.0±1.2	0,86	1.02	0
После РКУП	16.5±0.7	0,94	1.03	1.1

Механизм статического разрушения сплава после РКУП смешанный: расслоение по плоскостям скольжения и гребни чередуются с ямками и вторичными трещинами.

Усталостная прочность сплава Mg6Al. Анализ прямолинейного участка кинетических диаграмм усталостного разрушения магниевого сплава Mg6Al показал, что при одном и том же значении коэффициента ΔK скорость распространения усталостной трещины в сплаве после РКУП ниже, чем в сплаве после отжига (рис. 1), что благоприятно с точки зрения конструктивной прочности материала. Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения сплава описывается уравнениями Пэриса: $\frac{dl}{dN} = 8.9 \cdot 10^{-11} (\Delta K)^{4.8}$ – для отожженного состояния и $\frac{dl}{dN} = 3.6 \cdot 10^{-10} (\Delta K)^{3.7}$ – после РКУП. Видно, что коэффициент n в уравнении Пэриса для сплава после РКУП ниже, чем для сплава после отжига. Следовательно, сплав после РКУП менее чувствителен к циклическим перегрузкам.

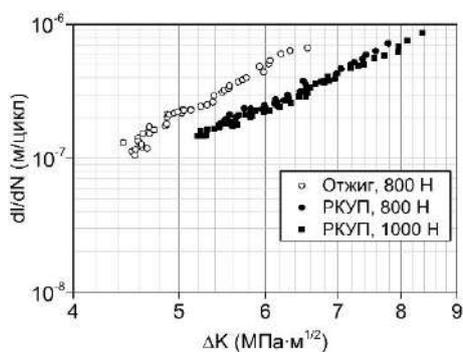


Рисунок 1 - Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения магниевого сплава Mg6Al после отжига (светлые точки) и после РКУП (темные точки)

Микрорельеф усталостных изломов сплава после РКУП характеризуется трубчатой морфологией. При большом увеличении видны вязкие гребни, усталостные бороздки и вторичные трещины (рис. 2 а, б). Вблизи долома доля ямочной составляющей увеличивается (рис. 2 в). Видны вязкие гребни отрыва и поры.

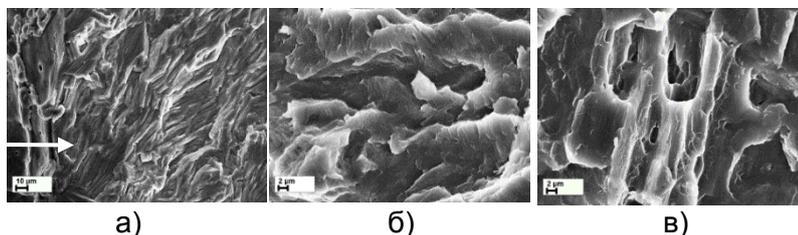


Рисунок 2 - Микрорельеф усталостного излома сплава Mg6Al после РКУП в очаге разрушения (отмечен стрелкой) (а); в средней части излома (б) и вблизи зоны долома (в). а- x500; б, в- x2000

Выводы.

1. Обработка отожженного магниевого сплава Mg6Al при помощи РКУП по предложенному режиму приводит к уменьшению размера зерна с 85 до 20 мкм. При этом твердость и прочностные свойства при растяжении увеличиваются в 1.2-1.3 раза.
2. Результаты испытания образцов на статическую трещиностойкость показали, что РКУП незначительно повышает трещиностойкость сплава K_c (с 14 до 16,5 МПа√м).
3. При одном и том же значении коэффициента ΔK скорость распространения усталостной трещины в сплаве после РКУП ниже, чем в отожженном сплаве, что благоприятно с точки зрения конструктивной прочности материала.
4. Коэффициент n в уравнении Пэриса для сплава после РКУП ниже, чем для сплава в отожженном состоянии, что свидетельствует о меньшей чувствительности данного сплава к циклическим перегрузкам после РКУП.
5. Доминирующим механизмом усталостного разрушения сплава Mg6Al как после РКУП, так и в отожженном состоянии является формирование кристаллографически ориентированных транскристаллитных фасеток с трубчатой морфологией.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 18-08-00340_ а).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Ruslan Z. Valiev, Alexander P. Zhilyaev, Terence G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications.- TMS, WILEY (2014), 440 p.

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА
МИКРОСТРУКТУРУ, ФОРМИРУЮЩУЮСЯ ПРИ ПОСЛЕДЕФОРМИЦИОННОМ
СТАРЕНИИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА, И СТАДИЙНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ
ПРЕВРАЩЕНИЙ (ОБЗОР)**

Рыклина Е.П.

*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Национальный исследовательский технологический
университет», Российская Федерация, Москва
rykлина@tmo.misis.ru*

Функциональные свойства сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) определяются особенностями микроструктуры: зеренной, субзеренной, а также размерами и характером распределения частиц фазы Ti_3Ni_4 , выделяющейся в процессе последеформационного отжига. Изотермическое старение в интервале температур 400–450°C оказывает дестабилизирующее влияние на B2-аустенит, что проявляется в радикальном обеднении матрицы никелем и приближением ее состава к стехиометрическому. Мартенситными превращениями управляют два конкурирующих процесса: изменение концентрации никеля в матрице и искажения кристаллической решетки вокруг частиц фазы Ti_3Ni_4 , генерирующие внутренние напряжения. Особенности структурообразования при старении сплавов на основе никелида титана в опубликованной литературе освещены достаточно полно.

В обзоре проанализировано влияние исходной структуры, формирующейся в результате разных режимов термомеханической обработки, в частности:

- низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО), включающей умеренную холодную деформацию и интенсивную пластическую деформацию (ИПД);
- рекристаллизационного отжига при разных температурах – на микроструктуру, формирующуюся в процессе последующего изотермического старения;
- высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО);

Установлено, что структура никелида титана, полученная в результате использования широкого спектра режимов ТМО и подвергаемая последеформационному изотермическому старению, оказывает выраженное влияние на размер и характер выделения частиц фазы Ti_3Ni_4 . При этом следует учитывать, что в структуре, сформировавшейся в результате НТМО, ИПД и ВТМО, процессы старения и разупрочнения, определяющем рост структурных элементов, протекают одновременно.

В материале, подвергнутом холодной деформации с накопленной истинной деформацией $\epsilon = 0,4-1,6$ частицы фазы Ti_3Ni_4 визуально не определяются, но их присутствие подтверждаются результатами электронномикроскопических и рентгенографических исследований. После старения в течение 1–10 ч образование B19'-мартенсита при прямом превращении подавлено, оно появляется при увеличении времени отжига до 20 ч и более.

Проанализировано влияние содержания никеля, а также размера рекристаллизованного зерна на микроструктуру, формирующуюся в процессе старения. Выявлены факторы, определяющие увеличение стадий мартенситных превращений.

Особенности формирования микроструктуры в результате ВТМО и последеформационного изотермического старения занимают промежуточное положение между рассмотренными случаями (НТМО и рекристаллизованной структурой).

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).

**ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛИНВАРНОГО ПОВЕДЕНИЯ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ
ОБРАБОТАННОМ СПЛАВЕ Ti-Nb-Zr ПРИ ЦИКЛИРОВАНИИ**

Дубинский С.М., Маркова Г.В., Прокошкин С.Д., Браиловский В., Жукова Ю.С.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

Москва, Россия, sdubinskiy@gmail.com

Тульский государственный университет, Тула, Россия

Ecole de technologie superieure, Монреаль, Канада

Сплавы с памятью формы на основе Ti-Nb в основном разрабатываются и рассматриваются для биомедицинских применений, однако в определенных условиях они демонстрируют аномальное упругое эливарное поведение при нагревании или охлаждении. В большинстве случаев такое поведение объясняется высокой плотностью дислокаций в материале, вызванной сильной пластической деформацией. В настоящей работе эливарное поведение наблюдается в сплаве Ti-22Nb-6Zr (ат.%) в рекристаллизованном и полигонизированном состояниях при охлаждении в диапазоне температур от 550°C до $T_{\text{комн}}$. Такое поведение можно рассматривать как результат расширенного предмартенситного упругого размягчения решетки. Одновременно наблюдается значительная нелинейность резонансной частоты и модуля упругости при нагреве в том же температурном диапазоне, что можно объяснить выделением частиц ω -фазы. Показано, что термоциклирование в диапазоне температур от 550 °C до $T_{\text{комн}}$ сглаживает температурные зависимости резонансной частоты и модуля упругости.

Работы выполнены при поддержке проекта Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030), а также проекта РФФИ № 18-08-01193 А.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ВЛИЯНИЯ СУБНАНОСЕКУНДНОГО ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА В ВОЗДУХЕ ПРИ АТМОСФЕРНОМ ДАВЛЕНИИ НА СТРУКТУРНО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ГЕОМАТЕРИАЛОВ**Бунин И.Ж., Анашкина Н.Е., Хабарова И.А.***ФГБУН Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова Российской академии наук (ИПКОН РАН), Москва, Россия, bunin_i@mail.ru*

В России и мире для направленного изменения структурно-чувствительных свойств поверхности минералов (фазового состава, микротвердости, электрофизических и электрохимических свойств), повышения контрастности физико-химических (гидрофобности и сорбционной способности) и технологических (флотационных) свойств геоматериалов проводятся широкие исследования по использованию таких энергетических воздействий, как ультразвуковые, механохимические, электрохимические, радиационные, импульсные энергетические, плазменные [1, 2].

В последние годы постоянный и все возрастающий интерес вызывает низкотемпературная атмосферная плазма (НТП) — квазинейтральная среда, содержащая положительно и отрицательно заряженные частицы, радикалы, ультрафиолетовое излучение [3] и являющаяся (в кислородсодержащей среде) источником таких сильных окислителей, как O , OH , HO_2 , H_2O_2 и O_3 [4]. Химически активная плазма позволяет эффективно осуществлять селективные химические реакции с крайне высокой скоростью [4]. В настоящее время неравновесная, низкотемпературная плазма *диэлектрического барьерного разряда* (Dielectric-Barrier Discharge, DBD [5]), характеризующаяся высокими электронными температурами и низкой температурой рабочего газа [5], рассматривается в качестве наиболее точного, технологичного и безопасного инструмента для модификации состава, структуры и свойств (поверхности) различных материалов [6, 7], в том числе геоматериалов [8].

В докладе представлены результаты экспериментальных исследований по влиянию плазмы диэлектрического барьерного разряда атмосферного давления и других эффективных факторов, реализуемых в процессе разряда, на микротвердость, морфологию и гидрофобность (краевой угол смачивания) поверхности полупроводниковых рудных минералов (сульфидов — галенита PbS , халькопирита $CuFeS_2$, сфалерита ZnS) и природного минерала-диэлектрика — кварца SiO_2 .

Материалы и методики исследований. Исследования проводили на плоскопараллельных полированных аншлифах размером $10 \times 10 \times 4.5$ мм галенита, халькопирита, сфалерита и жильного молочно-белого кварца. Для определения валовых содержаний элементов в минеральных пробах сульфидов использовали метод атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой (прибор Varian Vista CCD Simultaneous ICP–AES). Химический состав и содержание примесей в пробе жильного кварца (мас.%, %: SiO_2 — 99.11; Al_2O_3 — 0.61; C — 0.08; K_2O — 0.07; Na_2O — 0.05; TiO_2 — 0.03; Fe_2O_3 — 0.03; CaO — 0.03) определяли методом рентгенофлуоресцентного анализа (РФА) с использованием рентгенофлуоресцентного спектрометра ARL ADVANT’X (Thermo Fisher Scientific Inc).

Обработку проб измельченных минералов и аншлифов в условиях импульсного (субнаносекундного) диэлектрического барьерного разряда атмосферного давления проводили при нормальных условиях, на воздухе с использованием экспериментального лабораторного стенда (ИПКОН РАН; ООО НПП ФОН, г. Рязань). Установлены следующие рациональные параметры иницирующих разряд импульсов, при которых наблюдались наиболее значимые изменения структурно-чувствительных свойств минералов: длительность переднего фронта импульса — 250–300 нс, длительность импульса — 8 мкс, напряжение на электродах в ячейке барьерного разряда — 20 кВ, частота повторения импульсов — 16 кГц; диапазон изменения времени

обработки образцов НТП — $t_{\text{обр}}=10-150$ с. Согласно определению DBD [5], в разрядной ячейке протекание тока разряда ограничено одним слоем диэлектрика, а характерные размеры электродов существенно превышали длину межэлектродного промежутка (~5 мм).

Морфологические особенности поверхности минералов изучали на аншлифах до и после энергетических воздействий с использованием методов аналитической растровой электронной микроскопии (РЭМ–РСМА, микроскопы LEO 1420VP с анализатором INCA Oxford 350), Hitachi Tabletop Microscope TM4000Plus и конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ, 3D-микроскоп VK-9700, Keyence; коротковолновый фиолетовый лазер с длиной волны 408 нм и источник белого света). Обработку и анализ КЛСМ-изображений, расчет параметров шероховатости (R_a , R_q) поверхности исследуемых аншлифов проводили с использованием программного пакета VK Analyser.

Микротвердость минералов определяли по методу Виккерса (HV , МПа; ГОСТ-2999-75) на микротвердомере ПМТ-3М; нагрузка на индентор составляла 50–100 г для сульфидов и 200 г — кварца, время нагружения — 10–15 с. Измерение краевого угла смачивания (Θ°) исходной и измененной плазменной обработкой поверхности минеральных аншлифов проводили методом лежащей (“покоящейся” на плоскости) капли дистиллированной воды диаметром ~2–3 мм с использованием цифрового оптического микроскопа и программного обеспечения ImageJ, DropSnake и LB-ADSA [9].

Результаты и их обсуждение. В процессе плазменной обработки образцов минералов температура газа (ионизированного воздуха) в рабочей зоне разрядной ячейки диэлектрического барьерного разряда не превышала температуру диэлектрического барьера и оставалась порядка комнатной температуры в течение $t_{\text{обр}}=10-60$ с и, по всей видимости (согласно [5, 6]), увеличивалась до ~150–200°C с увеличением амплитуды приложенного напряжения в диапазоне 2–20 кВ и частоты повторения высоковольтных импульсов в диапазоне 2–20 кГц. Образцы минералов подвергались воздействию импульсного барьерного разряда по следующей схеме (по аналогии с [7]): аншлифы минералов помещались в разряд, так что рабочие (контролируемые) поверхности образцов располагались на поверхности диэлектрического барьера. По всей видимости [7], в этом случае минеральная поверхность обрабатывалась в сильном электрическом поле в условиях действия излучения DBD, ионного ветра, переноса к поверхности образца электрического заряда, повышенной температуры диэлектрического барьера и высокой концентрации химически активных частиц.

В результате воздействия электрического поля, микроразрядов в ячейке DBD и образующегося в электрических разрядах озона происходили следующие изменения морфологии поверхности, микротвердости и гидрофобности минералов: - образование дефектов правильной формы на поверхности *галенита* вследствие удаления микрокристаллических фрагментов (микровыколов) и снижение микротвердости минерала HV с ~117 МПа (в исходном состоянии) до 91.5 МПа ($t_{\text{обр}}=50$ с); относительное изменение (снижение) микротвердости $\Delta HV \approx 22\%$. На поверхности *халькопирита* образовывались дефекты неправильной формы, а на поверхности *сфалерита* — микроканалы электрического пробоя, окаймленные веществом натечных образований оксидных (гидроксидных) микро- и нанофаз, что вызывало снижение микротвердости халькопирита на 29.7% (с 488 до 343 МПа), а сфалерита — 18.7% (с 316 до 257 МПа).

По данным КЛСМ, с увеличением времени НТП-обработки аншлифов *кварца* наблюдали образование микродефектов неправильной формы размером ≤ 3 мкм, происходило сглаживание неровностей поверхности, что вызывало небольшое снижение параметров шероховатости (R_a и R_q): уменьшение среднего арифметического R_a и среднего квадратического R_q отклонения профиля поверхности исследуемых образцов с 1.2 и 1.4 мкм (в исходном состоянии) до 1.04 и 1.25 мкм ($t_{\text{обр}}=30-50$ с) соответственно.

Установленные микроструктурные изменения поверхности кварца (твердость по Моосу 7), вызванные воздействием НТП ($t_{\text{обр}}=10-150$ с), обуславливали эффективное разупрочнение и снижение микротвердости минерала в процессе плазменной обработки с ~ 1421 до 1321 МПа в исходном и измененном при $t_{\text{обр}}=150$ с состояниях соответственно; максимальное относительное изменение (снижение) микротвердости ΔHV_{max} составило $\sim 7\%$. Следует отметить, что в результате *нетеплового* воздействия мощных (высоковольтных) наносекундных электромагнитных импульсов (МЭМИ [10]) на образцы кварца $\Delta HV_{\text{max}} \sim 29\%$ (с 1424.6 до 1013.1 МПа при $t_{\text{обр}}=150$ с). Однако, для сфалерита снижение микротвердости при воздействии МЭМИ оказалось меньшим по сравнению с НТП-обработкой минерала и составило 5.7% (с 316 до 298 МПа при $t_{\text{обр}}=50$ с).

Величина краевого угла смачивания водой поверхности кварца с увеличением времени обработки аншлифов плазмой изменялась нелинейно: при кратковременном воздействии ($t_{\text{обр}}=10-30$ с) происходило увеличение Θ с 43.7° до 53° ($\Delta \Theta_{\text{max}} \sim 21\%$), свидетельствующее о повышении гидрофобности поверхности минерала, и снижение Θ до 48.4° при $t_{\text{обр}}=150$ с, что отвечало поведению Θ при воздействии МЭМИ [10].

Полученные результаты свидетельствуют об эффективности применения диэлектрического барьерного разряда в воздухе при атмосферном давлении, в котором генерируется низкотемпературная (холодная) неравновесная плазма и реализуются другие эффективные процессы [5-8], для улучшения технологических свойств геоматериалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Самусев А.Л., Хабарова И.А. // Горный журнал. – 2017. – № 11. – С. 77-83.
- [2] Zuo W., Li X., Shi F., et al. // Minerals Engineering. – 2020. – Vol. 147. – 106170.
- [3] Рыбкин В.В. // Соросовский обр. журн. (СОЖ). – 2000. – Т. 6. – № 3. – С. 58-63.
- [4] Русанов В.Д., Фридман А.А., Шолин Г.В. // УФН. – 1981. – Т. 134. – № 2. – С. 1124-1130.
- [5] Автаева С.В. Барьерный разряд. Исследование и применение. LAP Lambert Academic Publishing GmbH & Co. KG, Saarbrücken, Germany. – 2011. – 193 с.
- [6] Малашин М.В., Мошкунов С.И, Хомич В.Ю., Шершунова Е.А. // Физика плазмы. – 2017. – Т.43. – №2. – С.164-168.
- [7] Лазукин А.В., Грабельных О.И., Сердюков Ю.А. и др. // Письма в ЖТФ. – 2019. – Т. 45. – № 2. – С. 18-21.
- [8] Сапежинский В.С., Певгов В.Г., Ряховский В.М., Ряховская С.К. // Обогащение руд. – 2015. – № 6. – С. 41-45.
- [9] Stalder A.F., Melchior T., Müller M., et al. // Colloids and Surfaces A: Physicochem. and Eng. Aspects. – 2010. – Vol. 364. – No 1-3. – P. 72-81.
- [10] Бунин И. Ж., Чантурия В.А., Рязанцева М.В., Анашкина Н.Е. // Известия РАН. Серия. Физическая. – 2019. – Т. 83. – № 6. – С. 738-742.

ГИБРИДНО-УПРОЧНЕННЫЕ ВАКУУМНЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ

Чекан Н.М., Овчинников Е.В., Акула И.П., Эйсымонт Е.И., Ковш А.

*Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь, res@bas-net.by
Гродненский государственный университет им. Янки Купалы, Гродно, Беларусь,
ovchin@grsu.by*

На структуру формируемых вакуумных покрытий, существенное влияние оказывает предистория субстрата, на котором формируется вакуумное покрытие. В связи с этим применяют различные методы активации подложек перед формированием различного типа покрытий. Одним из перспективных направлений является обработка субстрата в криогенной жидкости перед формированием покрытий. Обычно вакуумные покрытия формируются на металлических (в большинстве случаев стальных) изделиях, что позволяет существенно увеличить эксплуатационный ресурс. Обработка металлических подложек в криогенной жидкости может приводить к существенным изменениям в структуре и физико-механических характеристиках. Согласно современным представлениям основные физико-механические характеристики материалов, в том числе и металлов, могут быть существенно изменены за счет создания нанокристаллического состояния. Поскольку, при криогенной обработке наноструктуры могут возникать естественным путем, одним из перспективных способов и энергосберегающих способов поверхностного наноструктурирования сплавов на основе железа является обработка при температурах близких к абсолютному нулю. Криогенная обработка приводит к превращению остаточного аустенита в высокодисперсный (нанодисперсный) мартенсит деформации, а также положительным влиянием аустенита на вязкость разрушения. Процентное содержание углерода в мартенсите деформации соответствует, как и для высокоуглеродистого аустенита. Таким образом, получаемый мартенсит является неотпущенным мартенситом, что обуславливает высокую твердость и износостойкость. Образование наноструктур в металлической подложке, может приводить к образованию зарядовой мозаики на поверхности металла, что в свою очередь будет оказывать влияние на кинетику формирования вакуумных покрытий. Проведено исследование влияния предварительной обработки в криогенной жидкости на физико-механические характеристики металлической подложки изготовленной из стали 08кп, а также вакуумных покрытий, сформированных на активированном субстрате.

В ходе проведенных исследований определяли микротвердость исходных субстратов, в том числе после обработки в жидком азоте при различных временах выдержки (табл.1)

Таблица 1 - Значения микротвердости стали 08 кп, подвергнутой воздействию криогенных температур

Вид обработки	исходный материал	Выдержка в течение 60 минут в жидком азоте	Выдержка в течение 24 часов в жидком азоте
H, ГПа	0,4	0,45	0,47

Также были проведены исследования по изучению изменений в структуре поверхностных слоев углеродистой стали типа 08кп при воздействии криогенных температур. Исследования проводились методом атомно-силовой микроскопии. Результаты исследований представлены на рисунке 1.

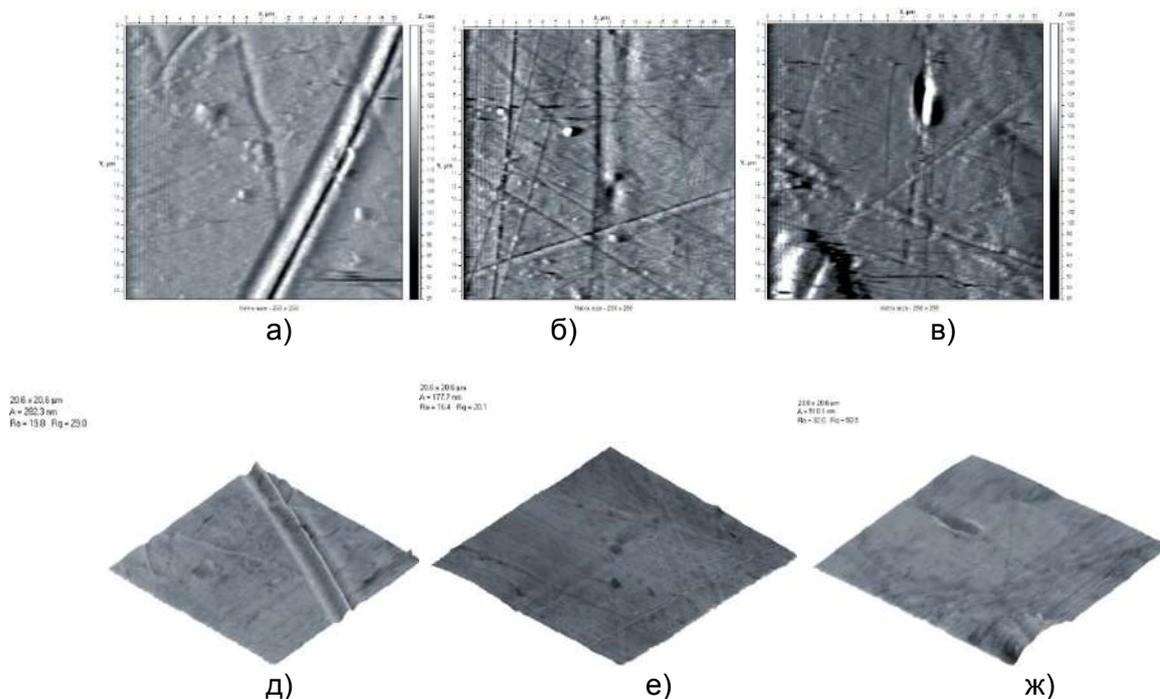


Рисунок 1 - Атомно-силовое изображение поверхностных слоев углеродистой стали 08кп после криогенной обработки. а-в-морфология, д-ж-фазовый анализ, а,д- исходная поверхность, б,е- обработка в жидком азоте в течение 3 часов, в,ж-обработка в жидком азоте в течение 24 часов. Площадь сканирования 20х20 мкм.

Исходя из полученных данных видно, что происходит уменьшение параметров шероховатости при криогенной обработке покрытий при временах экспозиции 180 минут. Дальнейшая выдержка исследуемых образцов приводит к возрастанию параметров шероховатости. Это может свидетельствовать о структурных перестройках при проведении низкотемпературной обработки.

Определены значения удельной поверхностной энергии стали 08кп до и после проведения криогенной обработки (табл. 2).

Таблица 2 - Значения удельной поверхностной энергии стали 08 кп, после проведения криогенной обработки.

Время выдержки в криогенной жидкости	исходный	60 мин.	1440 мин.
Работа адгезии вазелинового масла, мДж	57,72	58,33	59,02
Работа адгезии воды, мДж	104,74	131,26	90,46
Дисперсионный компонент пов.э	10,58	44,24	1,26
Полярный компонент пов. энергии	89,52	183,37	49,96
Поверхностная энергия, мДж/м ²	100,10	227,61	51,23

Согласно данных таблицы 1 обработка в криогенной жидкости приводит к активации поверхностных слоев субстрата, что в свою очередь сказывается на прочностных характеристиках вакуумных покрытий формируемых на стальных подложках табл.3-5.

Таблица 3 - Значения покрытий нитрида титана, сформированных на активированных стальных субстратах микротвердости стали 08 кп, подвергнутой воздействию криогенных температур

Вид обработки	исходный материал+TiN	Выдержка субстрата в течение 60 минут в жидком азоте+TiN	Выдержка субстрата в течение 24 часов в жидком азоте+TiN
Н, ГПа	3,1	3,9	4,7

Таблица 4 - Значения покрытий нитрида титана, сформированных на активированных криогенной средой стальных субстратах микротвердости стали 08 кп с последующей обработкой при криогенных температурах

Вид обработки	исходный материал+TiN +обработка в жидком азоте в течение 60 минут	Выдержка субстрата в течение 60 минут в жидком азоте+TiN+ обработка в жидком азоте 60 минут	Выдержка субстрата в течение 60 минут в жидком азоте+TiN+ обработка в жидком азоте в течение 24 часов
Н, ГПа	3,8	4,5	4,6

Таблица 5 - Значения покрытий нитрида титана, сформированных на активированных криогенной средой стальных субстратах микротвердости стали 08 кп с последующей обработкой при криогенных температурах

Вид обработки	исходный материал+TiN +обработка в жидком азоте в течение 24 часа	Выдержка субстрата в течение 24 часов минут в жидком азоте+TiN+ обработка в жидком азоте 60 минут	Выдержка субстрата в течение 24 часов в жидком азоте+TiN+ обработка в жидком азоте в течение 24 часов
Н, ГПа	3,9	5,2	5,4

Таким образом, предварительная обработка стальных подложек в криогенной жидкости приводит к возрастанию прочностных характеристик вакуумных покрытий. Дополнительная обработка в жидком азоте покрытий, сформированных на активированных стальных подложках, приводит к дальнейшему возрастанию значений прочностных характеристик.

ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПУТЕМ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ОБРАБОТКИ

Балаев Э.Ю., Бледнова Ж.М.

*Кубанский государственный технологический университет, Краснодар, Россия
balaev1122@mail.ru; blednova@mail.ru*

Введение. Расширяющееся использование сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) в технике связано с их широкими функциональными и механическими возможностями [1]. Одной из проблем формирования функциональных поверхностных слоев из материалов с ЭПФ является прочность сцепления покрытия с основой, которая обеспечивает надежность и долговечность поверхностно модифицированного изделия [2,3]. **Целью** настоящего исследования является разработка методов повышения адгезионной прочности покрытий из материалов с ЭПФ путем внешних высокоэнергетических воздействий на различных этапах обработки и выработка рекомендаций по повышению адгезионной прочности покрытий из материалов с ЭПФ.

Материалы, технологии и методы исследования. При отработке технологии формирования покрытий из материалов с ЭПФ с повышенными требованиями к адгезии в качестве основы использовалась Сталь 45, в качестве переходного слоя – никель. Для формирования функционального слоя использовался $Ti_{33}Ni_{49}Zr_{18}$ с высокотемпературным эффектом памяти ($M_f = 459K$, $M_s = 522K$, $A_s = 488K$, $A_f = 571K$), [4].

Формирование поверхностных слоев осуществлялось в условиях высокоэнергетических воздействий с использованием комплексной технологии, включающей, подготовку поверхности основы, диспергирование и механоактивацию (МА) наносимого материала, высокоскоростное газопламенное напыление (ВГН) и финишную обработку с использованием ультразвуковых, силовых и электроимпульсных воздействий (рис. 1).



Рисунок 1 - Технологическая схема формирования покрытий из многокомпонентных материалов с эффектом памяти формы с повышенной адгезионной прочностью

МА напыляемого материала осуществлялась в модернизированной шаровой мельнице Гефест-2 АГО-2У, усиленной УЗО (патент № 164078). Нанесение покрытий производилось ВГН в модернизированной установке GLC-720 в защитной атмосфере аргона (патент № 2672969), обеспечившей формирование наноразмерной структуры (рис.2).

Для оценки прочности сцепления покрытия с основой использовался штифтовый метод (ГОСТ 28844-90). Испытание на растяжение проводили на машине Instron 8801. Электронномикроскопические исследования проводились на микроскопе JSM-7500F, рентгеноструктурный анализ на дифрактометре ДРОН-7М, стереоскопические исследования на микроскопе МСП-1. Оценку остаточных напряжений (ОН) осуществляли методом Закса с измерением размеров на координатно-измерительной машины ACCURA. Расчет ОН осуществлялся в программном комплексе MathCadPrime 4.0 [5].

Результаты исследования. Для повышения адгезии используют различные внешние высокоэнергетические воздействия: акустическую стимуляцию, ультразвуковое воздействие, термическую обработку, инициирующую диффузионные процессы в зоне контакта покрытия с основой. В настоящей работе для эффективного модифицирования структуры покрытий из многокомпонентных материалов с ЭПФ используется поверхностное пластическое деформирование (ППД) в различных вариантах в комбинации с ультразвуковой обработкой (УЗО): на этапе подготовки поверхности основы статическое ППД с наложением УЗО; на этапе подготовки основного материала динамическое пластическое деформирование с наложением УЗО; на финишном этапе обработки ППД с наложением УЗО и электроимпульсных воздействий (патенты № 2625619 и № 2625508).

В результате термодиформационного воздействия изменяется структура и напряженно-деформированное состояние поверхностного слоя, приводящее к возникновению ОН. Для снятия ОН производился отжиг при температуре 650°C в атмосфере аргона. Электронномикроскопический анализ зоны воздействия показал четко выраженное сплавление покрытия с основой и отсутствие границы раздела, которая наблюдается после напыления, что подтверждается результатами рентгеноспектрального анализа. Элементный анализ показал, что зона сплавления составляет 10-20 мкм при толщине покрытия 1 мм (рис.3). В материале основы на расстоянии более 20 мкм практически отсутствуют легирующие элементы покрытия.

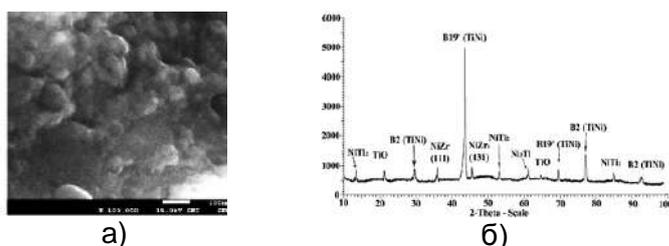


Рисунок 2 - Микроструктура (а) и дифрактограмма (б) покрытия $Ti_{33}Ni_{49}Zr_{18}$

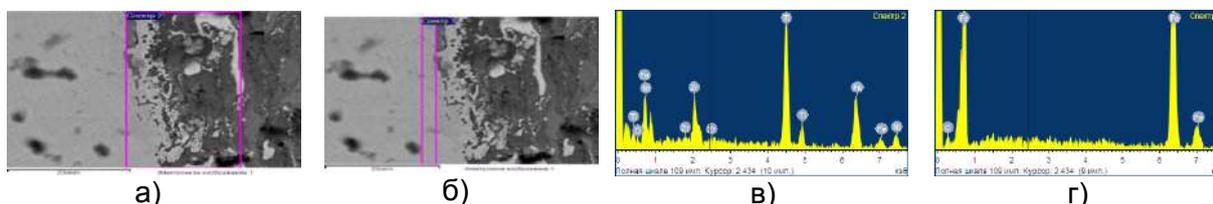


Рисунок 3 - Зона электроимпульсного воздействия на границе «сталь 45 – покрытие $Ti_{33}Ni_{49}Zr_{18}$ » - а), б) – x 10000; элементный состав зоны соединения – в), г)

Для оценки эффективности описанных технологических операций на различных этапах формирования покрытия из материалов с ЭПФ методом профиллометрии выполнен анализ изломов образцов после испытаний на адгезионную прочность (рис.4).

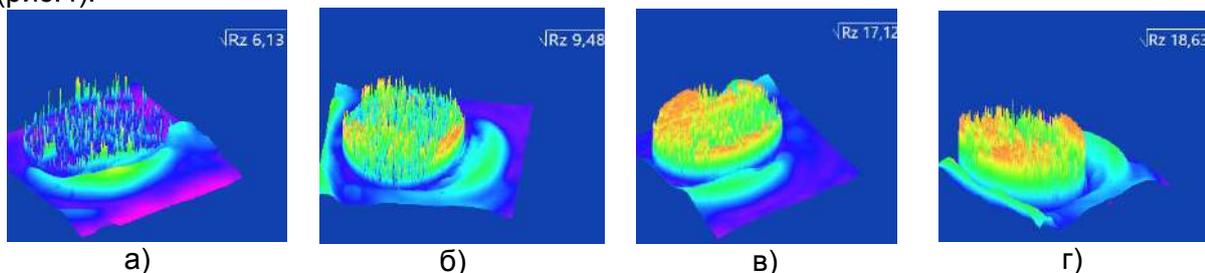


Рисунок 4 - Профиллограммы разрушенных образцов с покрытием $Ti_{33}Ni_{49}Zr_{18}$, полученным ВГН: без дополнительных внешних воздействий – а); после ППД на финишном этапе обработки – б); после ППД и УЗО – в); после полного цикла обработки, включающего УЗО на этапах подготовки поверхности основы, напыляемого материала и финишном этапе в сочетании с электроимпульсным воздействием – г)

Анализ профилограмм показывает, что наиболее высокая адгезионная прочность достигается при реализации описанных выше технологических операций с УЗО. На рис. 3,г,д видно, что порядка 30% поверхности разрушения произошло по границе «основа-покрытие», что позволяет сделать вывод о том, что УЗО, являясь мощным стимулирующим фактором повышения адгезионной прочности.

Заключение

Результаты исследования влияния комплексных высокоэнергетических воздействий на различных этапах обработки на адгезионную прочность покрытий из материалов с ЭПФ позволяют сделать следующие выводы:

- использование УЗО на этапе подготовки поверхности основы позволяет повысить плотность дислокации и площадь межзеренной границы на поверхности основы и может рассматриваться как один из видов механоактивации поверхности, способствующий интенсификации диффузионного процесса на границе «основа-покрытие»;

- на этапе подготовки напыляемого материала МА по оптимальным режимам, усиленная УЗО, обеспечила необходимый гранулометрический состав, энергетическое состояние и реакционную способность напыляемого материала;

- нанесение ВГН в защитной среде на активированную поверхность основы адгезионного слоя никеля, обладающего неограниченной растворимостью с материалом основы и химическим сродством с материалом функционального слоя обеспечивает надежную связь между слоями; нанесение функционального слоя из материала с ЭПФ по оптимальным режимам обеспечило формирование наноразмерной структуры;

- использование УЗО с силовым и электроимпульсным воздействием на этапе финишной обработки обеспечило повышение адгезионной прочности до 130-150 МПа. В результате такой обработки создано более благоприятное распределение остаточных напряжений по толщине модифицированного слоя и снижен скачок остаточных напряжений на границе «основа –покрытие», что снижает риск отслоения покрытия.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Соглашение № 19-19-00331).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Лесота А.В., Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. Реализация эффекта памяти формы при ультразвуковом и тепловом воздействии в никелиде титана. Сборник трудов 60 международной конференции "Актуальные проблемы прочности" Витебск, 14-18 мая 2018. Изд. ВГТУ, Витебск, 2018. - 493 с.
2. Столяров В.В. Роль внешних воздействий в наноструктурных титановых сплавах. Известия РАН. Серия физическая, 2012, том 76, № 1, с. 108-113.
3. Мисоченко А.А., Царенко Ю.В., Рубаник В.В., Столяров В.В. Комбинация эффектов импульсного тока и ультразвука в сплаве с памятью формы при растяжении. Материалы международной научной конференции «Ультразвук: проблемы, разработки, перспективы». – Уфа, 25-29 сентября 2017.- С 41-43.
4. Blednova Zh.M., Rusinov P.O., Balaev E.Y. Improving product performance by forming surface compositions from SME materials with a gradient of properties and phase transformation temperatures. *Material Design & Processing Communications*. 2020, 1–7.
5. Blednova Zh.M., Balaev E.Yu. The Effect of Ultrasonic Treatment on the Adhesion of a Surface Composition Made of SME Materials at Various Stages of Its Formation. *Advances in Engineering Research*, vol. 188, 2019, 20-24.

НОВАЯ ФАЗА ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ NaV_3O_6 : СИНТЕЗ И СТРУКТУРА

Зибров И.П., Филоненко В.П.

*Институт физики высоких давлений им. Л. Ф. Верещагина РАН, Москва, Россия
zibrov@hppi.troitsk.ru*

Введение

Система Na-V-O чрезвычайно богата на соединения. В ней насчитывается более 25 стехиометрических и нестехиометрических фаз, что связано с переменной валентностью ванадия: от +2 до +5. Оксиды ванадия и соединения на их основе находят широкое применение в науке и технике благодаря их уникальным каталитическим, электрохимическим, физическим свойствам. В большой степени свойства зависят от состава, стехиометрии фаз. В качестве примера можно привести бронзу $\beta\text{-Na}_{0.33}\text{V}_2\text{O}_5$, которая под давлением переходит в сверхпроводящее состояние [1-3]. Под давлением изучались различные соединения в этой системе, однако, синтез в условиях высоких давлений и температур (HP-HT) не проводился. В работе [4] мы показали, что при термобарической обработке смеси $\alpha\text{-V}_2\text{O}_5$ с азидом натрия NaN_3 в пропорции, соответствующей формуле $\text{Na}_{0.2}\text{V}_2\text{O}_5$ получается новый оксид $\text{V}_{3.047}\text{O}_7$ ($\text{VO}_{2.297}$), изоструктурный с симпсонитом. Натрий и азот в этом случае просто восстановили V_2O_5 до $\text{VO}_{2.297}$, а в решетку не вошли. В данной работе представлены результаты по синтезу и расшифровке структуры новой фазы высокого давления NaV_3O_6 .

Методика и результаты

Для проведения экспериментов в условиях высоких давлений и температур использовались предварительно откалиброванные камеры «тороид». Исходный порошок $\alpha\text{-V}_2\text{O}_5$ тщательно смешивался с азидом натрия NaN_3 в пропорции, соответствующей формуле $\text{Na}_{0.6}\text{V}_2\text{O}_5$. Полученная смесь прессовалась в таблетки диаметром 5 мм и высотой 1-3 мм, которые заворачивались в тугоплавкую Mo фольгу для изоляции от графитового нагревателя. Более детально схема сборки ячейки высокого давления и методика P-T обработки описаны в работах [5,6]. Синтез проводили при $T=800\text{-}900\text{ C}$, $P=5.0\text{-}6.0\text{ ГПа}$ в течение 2-5 мин. Извлеченные из камеры высокого давления образцы очищали механически от защитной фольги и подвергали рентгенофазовому анализу в Гинье-камере G670 (Huber, Германия) ($\text{CuK}_{\alpha 1}$ излучение).

Все образцы не были однофазными, но содержали пики, не относящиеся ни к одной из известных фаз. Образец, полученный при $T=850\text{ C}$ и $P=6.0\text{ ГПа}$ более, чем на 90% состоял из этого соединения, а второй фазой был оксид $\text{V}_{3.047}\text{O}_7$. Индексирование рентгенограммы с использованием программы Tgeor90 [7] дало моноклинную ячейку с параметрами, представленными в Таблице 1. Анализ индексов, присутствующих на дифрактограммах отражений, показал, что присутствуют отражения с индексами (h0l) и (00l), для которых $l=2n$. Это правило соблюдается только в 2-х пространственных группах симметрии: Pc и $P2/c$. Так как чистую фазу выделить не удалось, структуру расшифровывали методом проб и ошибок. При размещении атомов кислорода учитывалась длина связей V-O и Na-O. Рентгеновские данные для структурного анализа собирали на дифрактометре Stadi/P (Stoe, Германия) ($\text{CuK}_{\alpha 1}$ излучение). Модели структуры уточняли с использованием метода Ритвельда (пакет программ GSAS [8]). Структурные параметры для $\text{V}_{3.047}\text{O}_7$ взяли из [4], и для него уточняли только параметры ячейки, профильные параметры и весовую долю в смеси.

Лучшая модель структуры содержала в ячейке 2 атома натрия, 6 атомов ванадия и 12 атомов кислорода. Измеренная плотность (3.34г/см^3) очень хорошо совпала с рассчитанной (Таблица 1), что свидетельствует о правильном составе элементарной ячейки. Эта модель, представленная на Рис. 1 и в Таблице 2, была протестирована в обеих группах, которые были близкими с точки зрения расположения атомов, однако группа $P2/c$ оказалась лучшей с точки зрения симметрии ячейки. Результаты уточнения модели структуры нового соединения представлены на Рис.1а и в Таблице 1. Атомные координаты и изотропные тепловые параметры для NaV_3O_6 представлены в Таблице 2. На Рис.1б показана структура новой фазы.

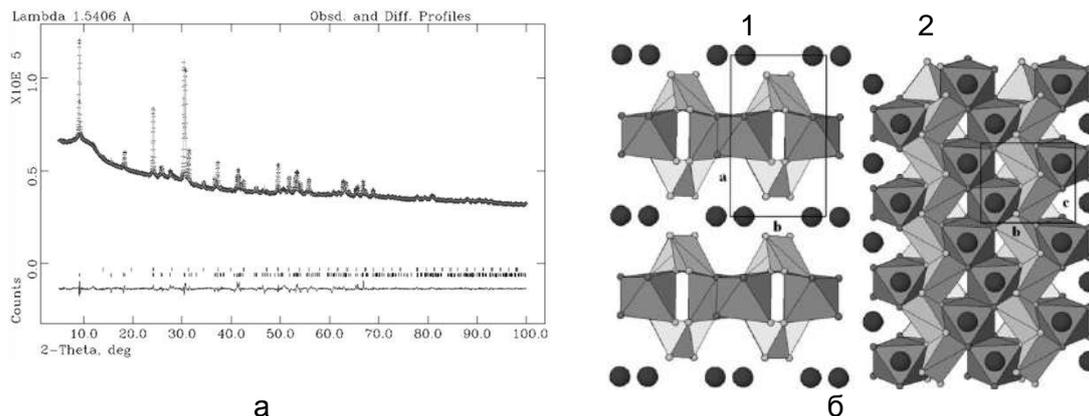


Рисунок 1 - Полнопрофильный анализ структуры NaV_3O_6 .

а - экспериментальные (+), рассчитанные (сплошная линия) и разница между экспериментальными и рассчитанными данными (нижняя кривая) рентгеновской дифракции.

Позиции всех разрешенных брэгговских рефлексов показаны виде рядов вертикальных маркеров: верхний ряд - $\text{V}_{3.047}\text{O}_7$, нижний ряд - NaV_3O_6 ; б - структура NaV_3O_6 , состоящая из октаэдров [VO6] (темные полиэдры) и четырехугольных пирамид [VO5] (светлые полиэдры):

1 – в направлении [001]; 2 - в направлении [100]. Большие черные кружки – атомы Na.

Маленькие кружки в вершинах полиэдров – атомы O.

Как видно из Рис.1б структура соединения слоистая, как и большинство ванадиевых бронз. Бесконечные зигзаги контактирующих ребрами октаэдров [VO6], идущих вдоль оси с, перемикаются бесконечными зигзагами из четырехугольных пирамид (ЧП) [VO5] также контактирующих ребрами. Атомы натрия располагаются точно над центрами плоскостей октаэдров между ЧП, образуя также бесконечные цепочки вдоль оси с. Таким образом, блоки, состоящие из октаэдров и ЧП, разделены плоскостями из атомов натрия. Координация натрия здесь довольно сложная: в нее входит по три атома кислорода от верхнего и нижнего октаэдров плюс один атом от ЧП, т. е. к.ч.=7. Похожий мотив структуры имеет соединение FeWO_4 [9], разница состоит лишь в том, что такие же бесконечные зигзаги контактирующих ребрами октаэдров [FeO6] перемикаются не цепочками ЧП, а цепочками таких же октаэдров [WO6]. Поэтому оси b и c в NaV_3O_6 совпадают с соответствующими осями этой фазы: 5.72 \AA и 4.968 \AA . FeWO_4 , как и NaV_3O_6 , кристаллизуется в пространственной группе симметрии $P2/c$ и оба соединения имеют стехиометрию каркаса MeO_2 .

Следует отметить, что в процессе уточнения структуры NaV_3O_6 возникли сложности, которые обычно возникают при работе с оксидами ванадия, т.е. очень сильная флюоресценция атомов V под действием медного излучения. Это приводит к высокому уровню шума (фона) и, соответственно, к малому отношению сигнал/шум (рис.1а). Такого не бывает при работе с тяжелыми атомами. В свою очередь, это отражается на результатах уточнения: из Таблицы 1 видно, что профильные R факторы многократно превышают структурный R фактор. Также, значительно ухудшает R_F присутствие в образце небольшого количества (2-3%) неизвестной

третьей фазы (пик в районе 12° на дифрактограмме рис.1а). Однако, в целом, несмотря на большую величину R_F , представленная модель структуры выглядит очень правдоподобной. Это подтверждается и полученными в модели расстояниями V-O как в октаэдрах, так и в ЧП, расстояниями O-O, которые находятся в пределах 2.3-2.8 Å. Также следует отметить, что октаэдр и ЧП являются обычными полиэдрами ванадия как в простых, так и в сложных оксидах.

Таблица 1 - Экспериментальные данные для NaV_3O_6 .

Химическая формула	NaV_3O_6
Молекулярный вес	271.814
Пространственная группа	$P2/c$
a (Å)	9.6528(4)
b (Å)	5.6794(2)
c (Å)	4.8199(2)
β ($^\circ$)	90.742(2)
V (Å ³)	264.215(8)
Z	2
d -выч. (г/см ³)	3.417
Весовая доля в смеси, %	93(12)
Излучение	$\text{CuK}\alpha_1$
Длина волны (Å)	1.5405981
Температура (K)	293
Сбор данных	
Дифрактометр	Stadi/P, Stoe
Уточнение	GSAS
R_F	0.1681
R_P	0.0090
R_{WP}	0.0135
Но. уточняемых параметров	57

Таблица 2 - Атомные координаты, изотропные тепловые параметры U_{iso} (Å²) и занятости позиций (OCC) для NaV_3O_6 .

Атом	Site	OCC	x	y	z	U_{iso}
Na	(2e)	1.0	0	0.1464(18)	0.25	0.25
V1	(2f)	1.0	0.5	0.1854(10)	0.25	0.0605(32)
V2	(4g)	1.0	0.2369(4)	0.2865(7)	0.7819(11)	0.0579(18)
O1	(4g)	1.0	0.3651(8)	0.4100(20)	0.1207(29)	0.025
O2	(4g)	1.0	0.6163(9)	0.1348(16)	0.9382(27)	0.025
O3	(4g)	1.0	0.1520(9)	0.6020(20)	-0.0706(31)	0.025

ЛИТЕРАТУРА

1. T. Yamauchi and Y. Ueda *PHYS. REV. B* 77, 104529, 2008.
2. T. Suzuki, I. Yamauchi, Y. Shimizu, M. Itoh, N. Takeshita, C. Terakura, H. Takagi, Y. Tokura, T. Yamauchi, Y. Ueda *PHYS. REV. B* 79, 081101(R), 2009.
3. T. Yamauchi, Y. Ueda, N. Mōri *PHYS. REV. LET.* 89, 5, 057002, 2002.
4. I.P. Zibrov, V.P. Filonenko, V.A. Sidorov, S.G. Lyapin *Inorg. Mat.* 52, 9, 902–908, 2016.
5. I.P. Zibrov, V.P. Filonenko, P.-E. Werner, B.-O. Marinder, M. Sundberg *J. of Solid State Chem.* 141, 205-211, 1998.
6. V.P. Filonenko, I.P. Zibrov, *Inorg. Mat.* 37, 9, 953-959, 2001.
7. P.-E. Werner, L. Eriksson, M. Westdahl, *J. Appl. Cryst.* 18, 367-370, 1985.
8. A.C. Larson, R.B. Von Dreele, Los Alamos National Laboratory, *Report N LA-UR-86-748*, 1987.
9. C. Escobar, H. Cid-Dresdner, P. Kittl, I. Duemler *Amer. Miner.* 56, 489-498, 1971.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАНОДИСПЕРСНОЙ ДОБАВКИ НА СВОЙСТВА ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ

Гувалов А.А., Аббасова С.И.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет
Баку, Азербайджанская Республика,
abbas-quvalov@mail.ru

В настоящее время индустрия строительных материалов широко применяет ультрадисперсные и наноструктурирующие добавки, органического и минерального происхождения, для улучшения качества производимой продукции. В последнее время практически интерес представляют исследования модификации строительных композитов наноразмерными частицами диоксида титана.

Нанодисперсный диоксид титана неустойчив в дисперсионной среде и стремится к самопроизвольному укрупнению. Причины агрегации и агломерации могут состоять, во-первых, в наличии локальных поверхностных зарядов разного знака у соприкасающихся частиц; во-вторых, в близком соответствии дефектов поверхностей сталкивающихся частиц (например, если одна частица содержит впадину, а другая такую же по размеру выемку) или в сходной ориентации граней соприкасающихся частиц, в-третьих, в существовании химического взаимодействия между атомами и молекулами, расположенными на поверхностях соприкасающихся частиц. Поэтому для стабилизации нанодисперсного диоксида титана в водной среде исследовались различные модификаторы.

Анализ литературных и патентных источников показали эффективность диспергирования минеральных компонентов в водной среде ПАВ для создания устойчивых дисперсий. В работе процесс диспергирования проводили в водной среде с нафталинформальдегидным веществом. При диспергировании использовали мельницу пормил, применяемую в лако-красочном производстве. Средний диаметр частиц титана составляет 500 нм.

Для определения эффективности разработанной добавки на свойства цементного камня, вводилась добавка в количестве 0,1 - 1% от массы цемента.

Для изучения влияния нанодисперсной добавки на прочностные характеристики цемента были испытаны образцы цементного камня размером 2x2x2 см при В/Ц = 0,29 (табл.1).

Таблица 1 - Предел прочности при сжатии цементного камня с нанодобавками

№	Составы цементного камня, %			В/Ц	Предел прочности при сжатии, (сут.) МПа		
	цемент	диоксида титана	СП		3	7	28
1	100	-	-	0,5	27,4	35,5	43,2
2	99,75	0,25	-	0,5	32,4	38,2	46,9
3	99,5	0,5	-	0,5	36,3	38,8	47,2
4	99	1	-	0,5	30,4	37,0	44,8
5	97	3	-	0,5	28,1	35,4	43,8
6	98,75	0,25	1	0,3	58,8	71,8	80,8
7	98,5	0,5	1	0,3	64,2	78,6	82,4

Результаты испытаний предела прочности при сжатии через 3, 7 и 28 сут образцов позволили выявить зависимость между прочностными показателями и процентным содержанием добавки по сравнению с контрольными составами. Установлено, что введение добавки на основе диоксида титана, приводит к повышению прочности в сравнении с контрольными составами.

Увеличение количества диоксида титана выше 1% незначительно влияет на прочностные свойства цементного камня. При введении диоксида титана, обработанного в среде суперпластификатора на основе нафталинсульфоната (размером частицы около 300-500 нм), уменьшается водоцементное отношение на 40%, а предел прочности при сжатии увеличивается через сутки в 2,35 раза, через 28 суток в 1,9 раза.

Результаты электронно-микроскопических исследований показали, что структура цементного камня в возрасте 28 суток с применением нанодисперсной добавки TiO_2 характеризуется достаточно однородной и бездефектной поверхностью, что вероятно вызвано, равномерным ростом и распределением продуктов гидратации в пределах цементного камня, способствующим возникновению жесткой матрицы с низким содержанием пор. Цементный камень контрольного состава отличается рыхлой структурой с высоким содержанием пор и микротрещин (рис.1).

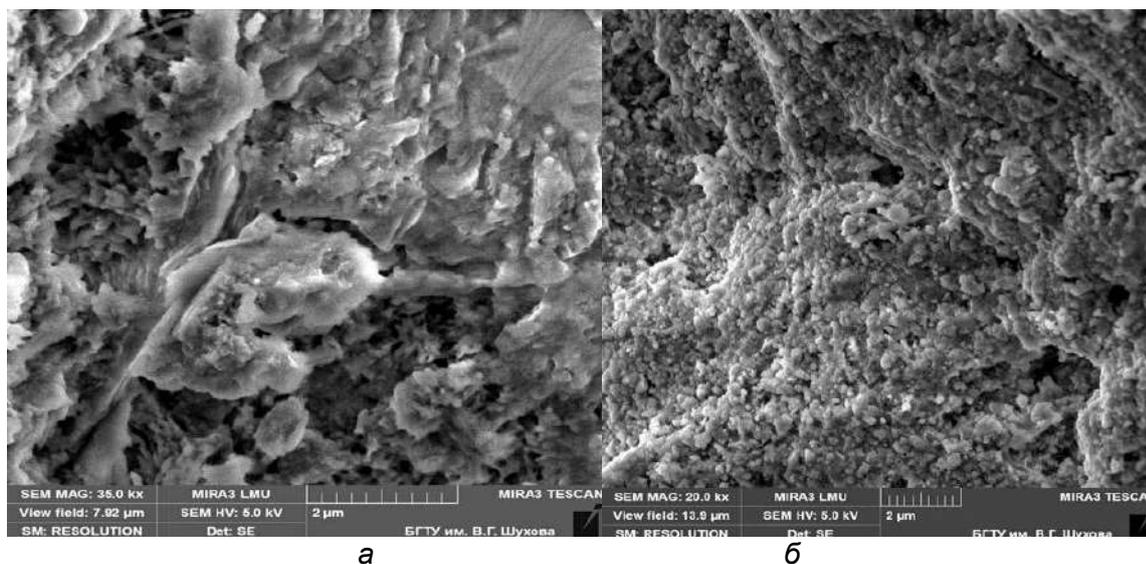


Рисунок 1 - Микроструктура цементного камня в возрасте 28 суток твердения:
а – контрольного состава; б – с применением нанодисперсной добавки TiO_2 рутильной модификации

По данным РФА, в образце ЦК с нанодисперсной добавкой TiO_2 рутильной модификации через 28 суток твердения зафиксировано уменьшение суммарной интенсивности отражения портландита на 34 %, по сравнению с контрольным образцом.

Экспериментально подтверждено, что нанодисперсная добавка TiO_2 рутильной модификации влияет на процессы структурообразования цементного камня за счет интенсивного образования портландита и этtringита на ранних сроках твердения (1 сутки), что приводит к быстрому набору прочности цементного камня. Наночастицы диоксида титана рутильной модификации, являющиеся центрами кристаллизации, способствуют образованию в поровом пространстве цементного камня дополнительного количества низкоосновных гидросиликатов кальция, что способствует повышению его прочности.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Бердник О.Б., Царева И.Н., Кириков С.В., Кривина Л.А.
Институт проблем машиностроения РАН – филиал ФИЦ ИПФ РАН,
Нижний Новгород, Россия, berdnik80@mail.ru

В настоящее время очень остро стоит вопрос о необходимости продления срока службы ответственных деталей горячего тракта газовых турбин энергетических установок высокой мощности импортного производства после выработки ими назначенного ресурса. При изготовлении лопаток зарубежных промышленных турбин используются жаропрочные сплавы на никелевой основе, среди которых преобладают сплавы Inconel, обладающие хорошим сочетанием сопротивления ползучести, высокотемпературному окислению и стабильностью структуры.

Результаты и их обсуждение

Для анализа состояния материала была проанализирована направляющая лопатка 1-й ступени SGT-800 Siemens, с наработкой от начала эксплуатации 24 918 часов, имеющая худшее состояние по признаку наличия трещин вблизи охлаждающих каналов. Направляющие лопатки газовой турбины работают в весьма сложных условиях. Они предназначены для обеспечения угла поворота газового потока, выходящего из камеры сгорания, они встречаются с газовым потоком, имеющим крайне неравномерное распределение температур от центра к периферии, причем разница достигает несколько сотен градусов. Лопатки являются охлаждаемыми, их изготавливают по технологии точного тонкостенного оболочкового литья. Боковые стенки лопаток перфорируются для обеспечения наружного и внутреннего охлаждения, так как температура газового потока близка к температуре плавления материала [1].

Результаты измерения микротвердости основного материала не зависят от глубины индентирования, ее среднее значение составляет 5,1 ГПа, для рабочей поверхности перовой части имеется участок спада, указывающий на наличие разупрочненного слоя глубиной до 1,7 мкм, что обусловлено окислением и разрыхлением поверхностного слоя.

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что фазовый состав материала перовой и замковой частей лопатки одинаков и представляет собой совокупность γ -твердого раствора никеля (с периодом кристаллической решетки $a = 3,56 \text{ \AA}$ и $a = 3,58 \text{ \AA}$ для пера и замка соответственно) и интерметаллидной фазы γ' - Ni_3Me . На дифрактограммах наблюдается уширение рефлексов (111) и (200) Ni, обусловленное когерентностью решеток никеля и γ' - фазы. В материале перовой части преимущественной ориентацией зерен никелевой матрицы является кристаллографическое направление (200), проявляющееся в результате направленной кристаллизации при изготовлении лопаток. Фазовый состав материала дефлектора состоит из твердого раствора легирующих элементов в γ -Ni (с периодом решетки $a = 3,62 \text{ \AA}$), интерметаллидной γ' - Ni_3Me и карбидной фаз. Период решетки Ni увеличен из-за наличия в твердом растворе большого количества легирующих элементов (Cr, Fe), образующих раствор замещения.

Результаты механических испытаний [5,6] образцов при комнатной и 850 °С температурах, вырезанных из замковой части лопатки ($\sigma_B = 940 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 850 \text{ МПа}$; σ_B^{850} от 750 до 845 МПа, $\sigma_{0,2}^{850}$ от 570 до 680 МПа) соответствуют литературным данным для данного сплава, образцы, вырезанные из перовой зоны вблизи охлаждающих отверстий, имеют пониженные значения прочностных и пластических характеристик (σ_B от 790 до 910 МПа; $\sigma_{0,2}$ от 555 до 800 МПа; $\sigma_B^{850} = 760 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2}^{850} = 535 \text{ МПа}$).

Анализ полученных данных релаксационных испытаний показал, что для материала около охлаждающих каналов наблюдается также снижение механических характеристик: предела микропластичности (σ_0) – в 1,7 раза, предела текучести (σ_T) – в 1,3 раза по сравнению с материалом замковой части ($\sigma_0 = 326$ МПа, $\sigma_T = 663$ МПа – для перовой части и $\sigma_0 = 565$ МПа и $\sigma_T = 871$ МПа – для замковой). Материал замковой части имеет удовлетворительное состояние, а перовой части - находится в поврежденном (разупрочненном) состоянии. Согласно литературным данным предел текучести стали In 792 должен быть $\sigma_T \geq 800$ МПа. Нормальное значение предела микропластичности (упругости) неповрежденного материала можно определить из нормируемого на данный сплав предела текучести по критерию [2,3]: $\sigma_0^{\text{норм}} = \sigma_T^{\text{ГОСТ}}/1,5$. Получаем $\sigma_0^{\text{норм}} = 800/1,5 = 533$ МПа. Режим эксплуатации лопатки определяется как критический, если техническое состояние материала определено как поврежденное или нормальное, если расчетное напряжение отличается (более или менее) на 20% от $\sigma_0^{\text{норм}}$. Для сплава In 792 получаем следующий интервал значений: $426 \text{ МПа} \leq \sigma_0^{\text{норм}} \leq 640 \text{ МПа}$

Для установления причин неоднородности механических свойств материала лопатки, были проведены исследования микроструктуры в разных ее зонах (рис.1). Микроструктура сплава – крупнозернистая (средний размер 500 – 1000 мкм), зерна имеют протяженные извилистые границы, характерные для литых структур. Трещин по границам зерен не обнаружено. Материал по телу лопатки - неоднородный, в зонах, близко расположенных к охлаждающим каналам, наблюдаются выделения карбидной сетки по границам зерен толщиной от 0,5 до 2,0 мкм, что приводит к охрупчиванию материала. Карбидная фаза выделилась на границах зерен в виде массивных конгломератов, преимущественно на стыках трех зерен. В остальных зонах лопатки карбидные выделения носят единичный характер и имеют размер до ~5 мкм. Микроструктура упрочнена выделениями γ' -фазы (размером от 0,45 до 2,0 мкм), встречаются отдельные скоагулированные частицы размером до 3,0 – 3,5 мкм. Также в структуре есть довыделения вторичной мелкодисперсной (~0,01 мкм) γ' -фазы, равномерно распределенные по телу зерен. Объемная доля γ' -фазы составляет ~40 %. Средний размер γ' -фазы для материала перовой части от 1,2 до 1,3 мкм, для материала замковой части от 0,9 до 1,1 мкм, что согласно литературным данным [6] соответствует кондиционным параметрам γ' -фазы.

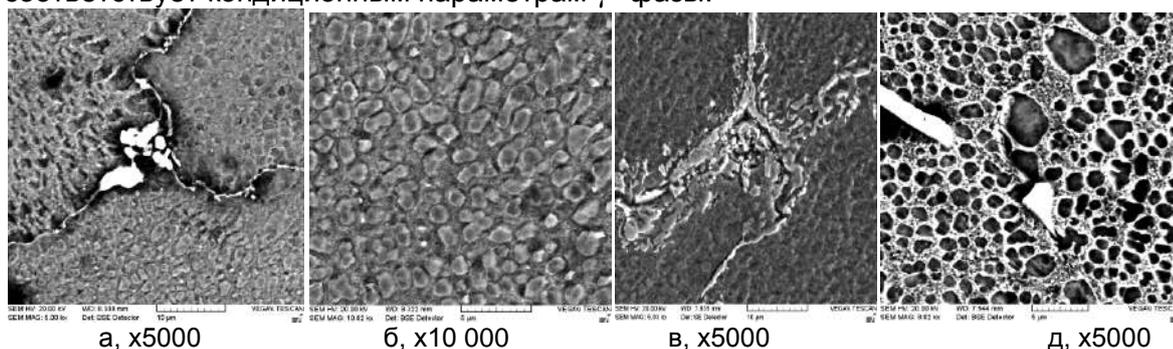


Рисунок 1 – Микроструктура сплава In 792: а, б – середина перовой части; в – около охлаждающих каналов; д - замковая часть

С помощью программного обеспечения Good Phase был проведен анализ морфологических характеристик структуры γ' -фазы. Было исследовано по 10 полей зрения (в сумме 8000 частиц) материала замковой и перовой частей. За критерий работоспособности сплава с точки зрения сохранения жаропрочных свойств принят размерный фактор частиц γ' -фазы, а именно, эквивалентный размер [6,7]. Фактор формы одной частицы, вычисляется согласно формуле: $\Phi = P^2/4\pi S$, где S – площадь частицы, P – периметр частицы. Важным геометрическим свойством частиц упрочняющих фаз является форма. Для γ' -фазы форма частицы коррелирует с такой характеристикой материала, как мисфит - отношение параметра кристаллической решетки матрицы к параметру решетки упрочняющей γ' -фазы.

Таблица 1 - Средние значения параметров частиц интерметаллидной фазы

Параметры интерметаллидной фазы	Замковая часть	Перовая часть
Объемная доля интерметаллидной фазы, %	41	48
Концентрация интерметаллидной фазы, см ⁻²	43* 10 ⁶	36* 10 ⁶
Средний максимальный размер, мкм	1,58	1,7
Средний эквивалентный размер, мкм	1,09	1,32
Усредненный параметр анизотропии размера частиц	0,69	0,67
Усредненный фактор формы частиц	0,75	0,71
Среднее расстояние между частицами, мкм	1,41	1,63
Средний периметр частиц, мкм	5,18	6,44
Средняя площадь частиц, мкм ²	1,08	1,22

Таблица 2 - Результаты анализа интерметаллидных частиц по форм-фактору

Форма частиц	Фактор формы	Доля частиц материала замковой части, %	Доля частиц материала перовой части, %
Сферическая	1,0	13	12
Округлая	0,77	40	36
Угловатая	0,66	18	16
Продолговатая	0,58	22	29
Пластинчатая	0,42	7	7

Заключение. В процессе длительной эксплуатации под воздействием высоких температур происходит преждевременный эрозионный износ поверхностных слоев основного материала лопатки. Наиболее подвержены разрушению зоны вблизи охлаждающих каналов, что приводит к разупрочнению материала и образованию трещин. Деградация материала проявляется в виде микроструктурных изменений – образовании карбидных сеток по границам зерен, что приводит к снижению механических характеристик материала. Диагностика постэксплуатационного состояния материала лопаток после отработки ими назначенного ресурса является технически сложной задачей. Прогноз физико-механических свойств материалов и оценка остаточного ресурса при разработке ресурсосберегающих технологий должны осуществляться с применением современных методов локального микроанализа материала, численных методов структурного моделирования и создания новых математических моделей, на основе которых будет установлена взаимосвязь между параметрами микроструктуры и физико-механическими характеристиками новых конструкционных материалов. Решение данной научно-технической задачи имеют важное прикладное значение, так как полученные результаты - это основа для разработки технологии продления ресурса лопаток турбин энергетического назначения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2013-2020 гг. по теме № 0035-2014-0401 (№ госрегистрации 01201458049).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин / Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2017.-854 с.
2. Релаксация напряжений в металлах и сплавах / В.А.Скуднов, М.К.Чегуров // - Н.Новгород: метод. пособие. НГТУ, 2010, - 30с.
3. Патент 2204817 Чувильдеев В.Н. Способ определения технического состояния материалов элементов конструкции /Мадянов С.А., Краев А.П. и др.
4. Максимович Г.Г. Микро-механические исследования свойств металлов и сплавов, Киев: Наукова думка, 1974. – 244с.
5. ГОСТ 1497-84 Методы испытаний на растяжение.
6. Казанский Д.А. Разработка критериев эксплуатационной надежности для рабочих и направляющих лопаток современных газовых турбин. elst.energy-journals.ru.
7. Салтыков С.А. Стереометр. металлография. М.: Металлургия, 1976 – 270 с.

**КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ
ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ**

**Казак Н.Н., Михайлов В.В., Чекан Н.М., Овчинников Е.В.,
Эйсымонт Е.И., Ковш А.А.**

*Институт прикладной физики НАН Молдовы, Кишинев, Молдова,
Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь, res@bas-net.by
Гродненский государственный университет им. Янки Купалы, Гродно, Беларусь,
ovchin@grsu.by*

Основополагающую роль в защите деталей машин и механизмов от коррозионного воздействия оказывают многофункциональные покрытия, формируемые по различным технологическим процессам. Данный класс покрытий имеет различную классификацию, которая базируется на различных подходах. Однако определяющим фактором в случае широкого практического применения является экономический аспект. Основными параметрами является низкая себестоимость оборудования и материалов, которые применяются при создании покрытий, технологичность процесса нанесения, высокая эффективность в условиях трибоконтакта и коррозионного воздействия. Одним из направлений дальнейшего развития инженерии поверхности является создание многофункциональных покрытий, которые сочетают в себе различные эксплуатационные характеристики, в ряде случаев взаимоисключающие друг друга.

Многофункциональные покрытия получают методом электроискрового легирования. Данный метод основывается на расплавлении материала электрода при электрическом разряде и в последующем осаждении на твердый субстрат. Согласно данным ряда работ при определенных условиях осаждения материала электрода может возникать плазма, в результате чего свойства формируемого покрытия резко отличаются от покрытий, получаемых в электроискровом разряде.

Целью данной работы является исследование стойкости наноконпозиционных покрытий, полученных методом электроискрового легирования, к воздействию агрессивных сред.

В качестве исследуемых объектов были выбраны многокомпонентные покрытия, получаемые из металлических соединений, составы которых приведены в таблице 1. Формирование покрытий осуществляли на установке «Impuls-1А» (производство Института прикладной физики Академии Наук Молдовы). Режимы получения покрытий приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Режимы формирования покрытий, составы электродов

Режим формирования покрытия, Дж	40X13 (субстрат)				
	1	2	3	4	5
0,9	Ti+Al+C	Ti+Si+C	Ti+Al+N	Ti+C	W+C

Электрохимическое исследование процесса коррозии проводили на потенциостате-гальваностате MultiAutolab M 204 (Metrohm AG, Швейцария) в растворе 3% NaCl. Для проведения коррозионных испытаний в качестве фонового раствора использовали 3-процентный раствор NaCl в дистиллированной воде.

Проведенные исследования по определению физико-механических характеристик исследуемых покрытий показали, что значения микротвердости для исследуемых покрытий №4 и №5 после проведения коррозионных испытаний фактически не изменяются. Для образцов №1-3 наблюдается уменьшение значений микротвердости на 16-19% по сравнению с исходными образцами (табл.2).

Таблица 2 - Зависимость микротвердости покрытий, сформированных на стали 40X13, после коррозионного воздействия

№ образца	1	2	3	4	5
H, ГПа	5,2	8,9	9,8	13,4	15,7

На рисунке 1. представлены типичные поляризационные кривые для исследуемых образцов.

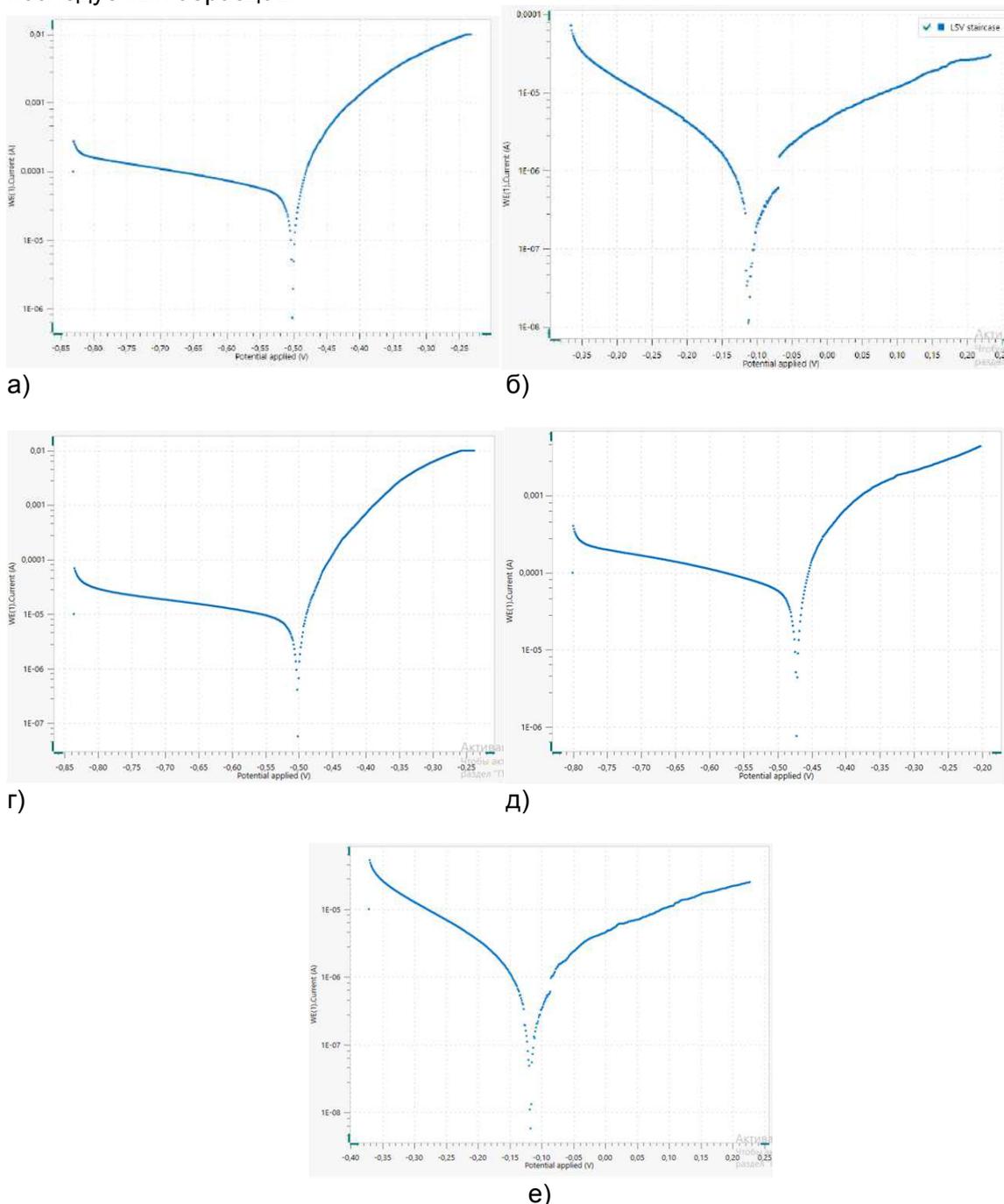


Рисунок 1 - Поляризационные кривые электроискровых покрытий:
 а- образец №1; б-№2, в-№3, г-№4,д-№5.

Исходя из проведенных исследований установлено, что наибольшей коррозионной стойкостью обладают покрытия на основе титана и углерода, вольфрама и углерода (рис.1, табл.2.). Данные покрытия сохраняют исходную морфологию после воздействия коррозионной среды. Согласно, устоявшимся представлениям, структура электроискровых покрытий представляют собой сложную «sandwich»-структуру.

Поверхностный слой представляет собой структуру, состоящую из материала анода. При формировании данного слоя возможно модифицирование элементами материала катода и межэлектродной среды.

Морфология данного поверхностного слоя представляет собой «островковую» структуру, возможно коалесценция данных структур, с образованием сплошной пленки, количество дефектов в которой зависит от технологических режимов формирования, химического состава электродов (рис.2).

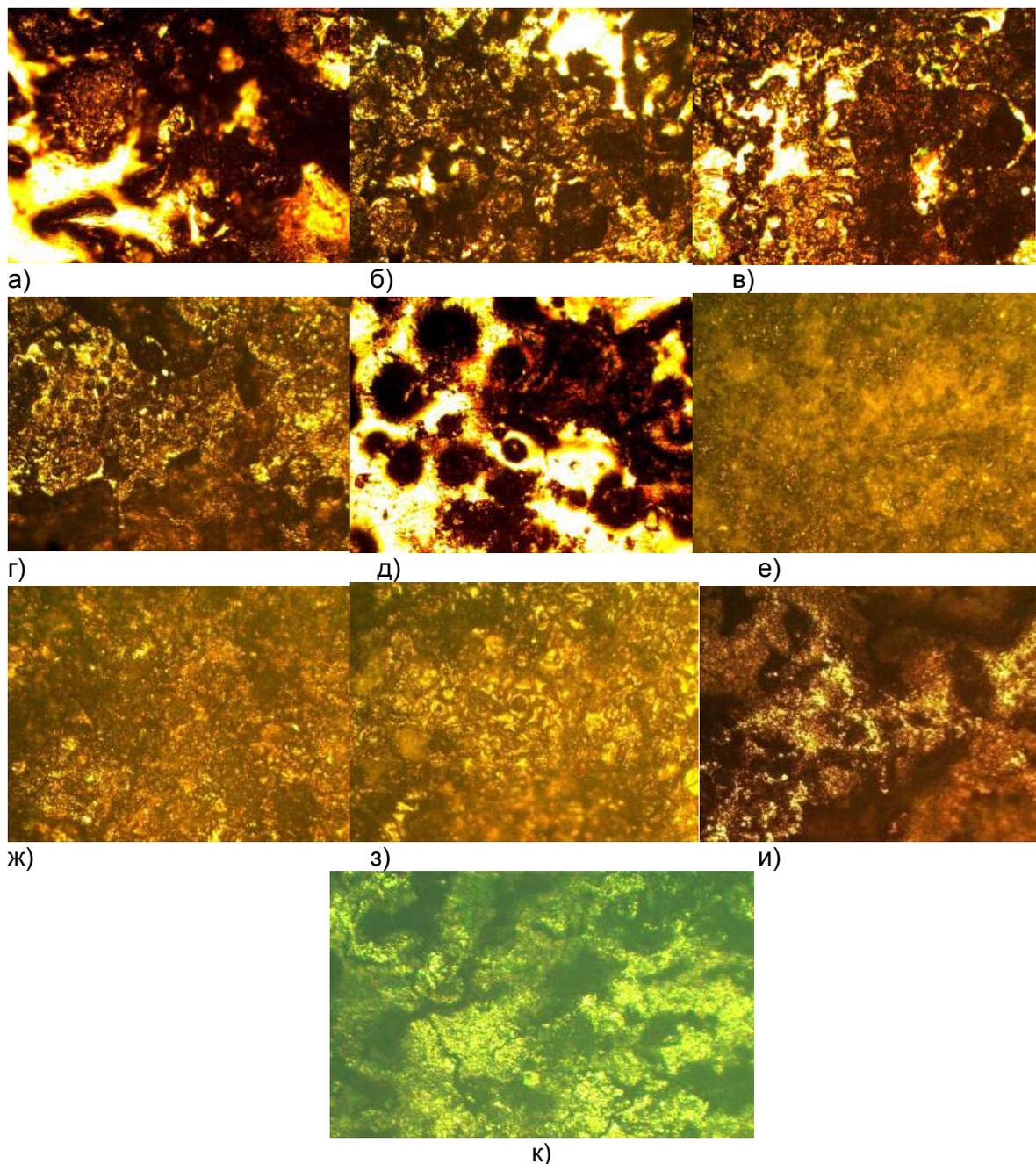


Рисунок 2 - Морфология электрохромных покрытий, сформированных на стальном субстрате (сталь 40X13), в том числе после воздействия коррозионно-активной среды: а-д-исходные покрытия; е-и-после воздействия коррозионно-активной среды; а,е- образец №1, б,ж-образец №2; в,з-образец №3; г,и-образце №4; д,к-образец №5. x175.

Таким образом, показано, что наибольшей коррозионной стойкостью обладают покрытия №4 и №5. Увеличение коррозионных характеристик, связано с образованием менее дефектной структуры по сравнению с трехкомпонентными покрытиями.

Работа выполнена в рамках договора Т19МЛДГ-004.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНОЙ 3D-ПЕЧАТИ

Базалеева К.О., Цветкова Е.В.

РУДН, Москва, Россия,

bazaleeva-ko@rudn.ru

В настоящее время в качестве перспективных технологий синтеза сложнопрофильных конструкций мелкосерийного производства рассматриваются методы лазерной 3d-печати – это селективное лазерное плавление (СЛП) и прямое лазерное выращивание (ПЛВ). СЛП метод основан на подаче порошкового слоя материала толщиной порядка нескольких десятков мкм на поверхность массивной подложки, обеспечивающей интенсивный теплоотвод, его выравниванию и выборочной перекристаллизации, в результате которой формируется плоский профиль детали. Далее подача порошка, его выравнивание и перекристаллизация продолжается до окончания процесса послойного синтеза всего объема изделия. Для обеспечения монолитности детали параметры процесса лазерной перекристаллизации подбираются таким образом, чтобы формируемая лазерным излучением ванна расплава имела глубину примерно в полтора раза больше толщины одного профиля, а при движении лазера в горизонтальной плоскости треки, образующиеся при единичном его проходе по поверхности, перекрывались также примерно в полтора раза. В процессе ПЛВ, в отличие от СЛП, порошковый материал подается одновременно и коаксиально с лазерным излучением, которое формирует на поверхности ванну расплава.

Существенной проблемой методов лазерной 3d-печати является сильная зависимость качества формируемых объектов от технологических параметров процесса. При лазерной перекристаллизации порошкового материала в синтезированной детали может возникать существенная пористость, а также в результате сверхбыстрого охлаждения материала из жидкого состояния могут формироваться трещины. Варьируя основные параметры процесса лазерной 3d-печати, а именно, мощность лазерного излучения, скорость сканирования лазера по поверхности, скорость подачи порошка (для процесса ПЛВ), диаметр фокусирующего пучка, стратегию плавления, защитную атмосферу, гранулометрию и структурное состояние исходного порошка, для сплавов различного состава удалось оптимизировать параметры процесса и получить изделия без трещин с пористостью менее 1 %. Кроме того, в ряде случаев встает вопрос соответствия элементного состава перекристаллизованных объектов составу исходного порошка: есть литературные данные, которые показывают, что при некоторых режимах процесса перекристаллизованный объект может содержать избыточную концентрацию газовых примесей из защитной атмосферы и из пассивирующих пленок с разветвленной поверхности порошка.

Еще одной важной задачей, без решения которой практически невозможно внедрение технологий лазерной 3d-печати для синтеза ответственных конструкций, является детальное исследование структурных особенностей синтезируемых объектов. Несмотря на то, что синтез происходит из порошков известного состава, формируемый объект имеет существенно отличную структуру от той, которая наблюдается после традиционных обработок, а, следовательно, и существенно иные свойства. При лазерной 3d-печати структура объекта формируется сначала в условиях сверхбыстрого охлаждения из жидкого состояния, что приводит к возникновению неравновесной структуры с избытком дефектов кристаллического строения, далее сформированная неравновесная структура подвергается многократному термоциклированию при перекристаллизации соседних участков порошкового материала. В данной работе были рассмотрены особенности структур и свойств объектов, синтезированных методом СЛП из аустенитной стали

Fe-17%Cr-12%Ni-2%Mo-0.02%C (316L), никелевых жаропрочных сплавов Ni-11%Cr-5%Co-6%Al-3%Ti-4%Mo-5%W-0.16%C-0.02%B(ЖС6К-ВИ) и Ni-34%Cr-3%Mo-5%W-Al-Ti-Nb-0.1%C(ЭП648) и методом ПЛВ из стали мартенситного класса Fe-13%Cr-2%Ni-0.25%C и композиционного материала Inconel 625/TiC.

Для объектов, синтезированных методами лазерной 3d-печати, были выявлены следующие структурные особенности:

- кроме геометрической регулярности, связанной с последовательностью выращивания объекта – слой за слоем, трек за треком, в сплавах наблюдается структурная иерархия: закристаллизовавшиеся ванны расплава разбиты на отдельные области (фрагменты), которые, в свою очередь, разделены на ячейки кристаллизации или дендриты, одинаково ориентированные внутри фрагмента;
- направленное выращивание объектов приводит к формированию текстуры и анизотропии свойств, выраженность которых существенно зависит от технологических параметров процесса лазерной 3d-печати;
- из-за высоких скоростей охлаждения сплава в процессе лазерной перекристаллизации в объектах возникают высокие остаточные напряжения, в ряде случаев соизмеримые с пределом текучести материала;
- под действием высоких остаточных напряжений в сплавах может формироваться дислокационная ячеистая структура, подобная структуре деформации;
- на границах ячеек кристаллизации (дендритных кристаллов) могут формироваться сегрегации легирующих элементов или выделения второй фазы;
- при лазерной перекристаллизации в сплаве могут растворяться атомы газовых примесей из защитной атмосферы и из оксидной пленки с поверхности порошка, которые находятся в твердом растворе или формируют соединения.

Анализ термической стабильности ячеистой структуры, сформированной при лазерной 3d-печати, был проведен на аустенитной стали 316L после СЛП. Показано, что ячеистая структура сохраняется без изменений при температурах отжига до 800°C, при 800 °C за счет диффузионных процессов сегрегации и частицы второй фазы на границах ячеек растворяются, и начинается дислокационная перестройка. При температуре 900°C в сплаве был зафиксирован процесс полигонизации, при более высоких температурах отжига распределение дислокаций носил хаотичный характер, в структуре сплава ячейки полностью исчезают, а появляются зерна полиэдрической формы.

Также на образцах аустенитной стали, полученных методом СЛП, был проведен сравнительный анализ механических и электрохимических свойств со свойствами стали того же состава, но подвергнутой стандартной закалке. Было установлено, что в аустенитной стали с ячеистой структурой, т.е. после СЛП прочностные характеристики и ударная вязкость полтора раза выше, чем в сплаве с полиэдрической структурой. Электрохимические характеристики, измеренные в 3 %-ном водном растворе NaCl, напротив, несколько выше у стали с полиэдрической структурой.

На стали мартенситного класса Fe-13%Cr-2%Ni-0.25%C исследовано влияние структуры, формируемой при лазерной 3d-печати, на последующий процесс азотирования. Установлено, что при одном и том же режиме азотирования в стали, полученной лазерной 3d-печатью, диффузионный слой практически в два раза более протяженный по сравнению со сталью, подвергнутой закалке и высокому отпуску, а его твердость падает более плавно.

ОБ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ КОЛЕБАНИЯХ СЕГМЕНТА ВИНТОВОЙ
ДИСЛОКАЦИИ ПОД ВЛИЯНИЕМ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ В
БЕЗДИССИПАТИВНОМ КРИСТАЛЛЕ

Дежин В.В.

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

Первый расчет излучения упругих волн для прямолинейной винтовой дислокации был проведен Эшелби [1]. В дальнейшем Эшелби [2] и Лоте [3] независимо друг от друга рассмотрели излучение упругих волн колеблющимся дислокационным перегибом. Излучение упругих волн при колебаниях отрезка дислокации исследовалось в работах [4-6]. Задача об излучении упругих волн дислокацией произвольной формы в изотропной бездиссипативной среде была решена в работах [7-9]. Однако в этих работах не рассматривался спектр изгибных колебаний дислокационного сегмента.

В настоящей работе рассмотрено излучение упругих волн (акустическая эмиссия) при колебаниях сегмента винтовой дислокации с использованием лагранжевого формализма. Сопротивление среды не учитывалось, поэтому торможение дислокации вызывалось только радиационным излучением (акустической эмиссией). В работе [10] найдены элементы обратной матрицы обобщенной восприимчивости сегмента дислокации в бездиссипативном кристалле $B_{mn}(\omega)$, где ω – частота колебаний. Отсюда для сегмента винтовой дислокации получим

$$B_{mn} = (-1)^{[m/2]+[n/2]} \frac{\pi mn}{4L} \mu \left\{ 3b^2 L_{mn}^{t1} - 4\gamma b^2 L_{mn}^{l1} - b^2 q_t^2 L_{mn}^{t0} - 4b^2 L_{mn}^{(2)} / q_t^2 - \Delta_{mn} \right\}.$$

Здесь L – длина дислокационного сегмента, μ – модуль сдвига, \mathbf{b} – вектор Бюргерса винтовой дислокации,

$$L_{mn}^{\alpha k} = \frac{1}{2} \frac{i}{q_n^2 - q_m^2} \left\{ q_n^{2k-1} [\text{Ein}(-i(q_\alpha - q_n)) - \text{Ein}(-i(q_\alpha + q_n))] - \right. \\ \left. - q_m^{2k-1} [\text{Ein}(-i(q_\alpha - q_m)) - \text{Ein}(-i(q_\alpha + q_m))] \right\} - (-1)^m \exp(iq_\alpha) \delta_{k,2},$$

$L_{mn}^{(2)} = L_{mn}^{t2} - L_{mn}^{l2} + i(q_t - q_l)$, $\gamma = c_t^2 / c_l^2$, c_t и c_l – скорости поперечных и продольных звуковых волн в бездиссипативном кристалле, $q_m = \pi m$, $q_n = \pi n$,

$q_l = \omega L / c_l$, $q_t = \omega L / c_t$, $\text{Ein}(z) = \int_0^z \frac{1 - \exp(-t)}{t} dt$ – целая часть интегральной

показательной функции [11], δ_{ik} – символ Кронекера,

$$\Delta_{mn} \approx \frac{1}{2} \frac{1}{q_n^2 - q_m^2} \left[- (3 - 4\gamma) b^2 \left(q_n \arctg \frac{2q_n}{k_m L} - q_m \arctg \frac{2q_m}{k_m L} \right) + \right. \\ \left. + b^2 q_t^2 \left(\frac{1}{q_n} \arctg \frac{2q_n}{k_m L} - \frac{1}{q_m} \arctg \frac{2q_m}{k_m L} \right) \right],$$

k_m – максимальное волновое число. С использованием результатов работы [10] проведены численные и приближенные расчеты действительных и мнимых частей элементов матрицы обобщенной восприимчивости сегмента дислокации $\alpha_{mn}(\omega)$ [12, 13] ($\alpha = B^{-1}$). Установлено, что диагональные элементы матрицы обобщенных восприимчивостей дислокационных осцилляторов существенно превосходят

недиагональные элементы. Запишем выражение для диагональных элементов обратной матрицы обобщенной восприимчивости сегмента винтовой дислокации

$$(\alpha^{-1})_{nn} = \frac{\pi n^2 \mu b^2}{4L} \left\{ 3L_{nn}^{t1} - 4\gamma L_{nn}^{l1} - q_t^2 L_{nn}^{t0} - \frac{4}{q_t^2} L_{nn}^{(2)} - \Delta_{nn} \right\} + \frac{\mu b^2}{16\pi L} \left\{ q_n^2 (5 - 4\gamma) - q_t^2 \right\},$$

где

$$\Delta_{nn} \approx -\frac{1}{2} \left[(3 - 4\gamma) \left(\frac{1}{2q_n} \arctg \frac{2q_n}{k_m L} + \frac{k_m L}{(k_m L)^2 + q_n^2} \right) + \frac{q_t^2}{q_n^2} \left(\frac{1}{2q_n} \arctg \frac{2q_n}{k_m L} - \frac{k_m L}{(k_m L)^2 + q_n^2} \right) \right].$$

В соответствии с общей теорией обобщенной восприимчивости [14], средняя величина энергии, диссипируемой в единицу времени под влиянием монохроматического излучения $W = \frac{\omega}{2} \text{Im} \alpha(\omega) |f_0|^2$. Здесь $|f_0|$ – амплитуда внешней силы, действующей на дислокацию. Отметим, что в работе [15] для расчета радиационных потерь дислокации, колеблющейся в рельефе Пайерлса, использовалась эта формула. Для исследуемого случая колебаний сегмента винтовой дислокации, лежащей вдоль оси Oz , учтем разложение в ряд смещения дислокации

$$\xi(z, \omega) = \sum_{n=1}^{\infty} Q_n(\omega) \varphi_n(z) \quad \text{и} \quad \text{внешней силы} \quad f(z, \omega) = \sum_{n=1}^{\infty} F_n(\omega) \varphi_n(z) \quad \text{по системе}$$

ортогональных функций $\varphi_n(z) = \begin{cases} \cos(\pi n z / L), & n = 1, 3, 5, \dots \\ \sin(\pi n z / L), & n = 2, 4, 6, \dots \end{cases}$ и полученное уравнение

$$\sum_n B_{mn}(\omega) Q_n(\omega) = F_m(\omega) \quad \text{или} \quad Q_n(\omega) = \sum_m \alpha_{nm}(\omega) F_m(\omega) \quad [10].$$

Таким образом, энергию,

излучаемую дислокационным осциллятором, запишем в виде $W_{mn} = \frac{\omega}{2} \text{Im} \alpha_{mn}(\omega) |f_0|^2$.

Причем из численных расчетов [12] видно, что элемент α_{11} является преобладающим до частот 10^{10} Гц (см. рис.), на приведенном графике отсчет ведется от 0, на вертикальной оси единицы измерения $4L / (n^2 \pi \mu b^2)$.

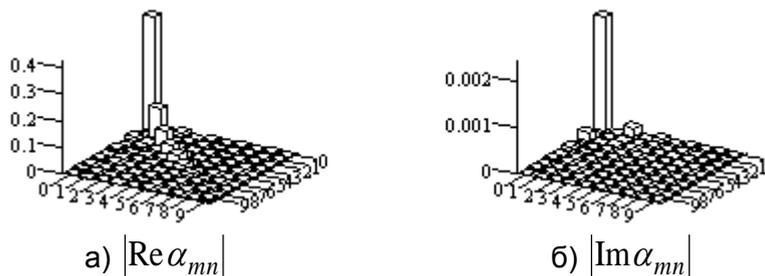


Рисунок - Модули матричных элементов для винтовой дислокации при $k_m L = 100$, $\omega L / c_t = 1$.

В первом приближении для расчета излучаемой энергии можно использовать только этот элемент. Аналогичное допущение сделали Гранато и Люкке [16] при расчете дислокационного амплитуднонезависимого внутреннего трения. Тогда для энергии, излучаемой в единицу времени единицей длины дислокационного сегмента,

можно приближенно записать $W(\omega) \approx \frac{\omega}{2} \text{Im} \alpha_{11}(\omega) |F_1|^2$. Здесь амплитуда внешней силы определяется формулой

$$F_1(\omega) = \frac{2}{L} \int_{-L/2}^{L/2} f(z, \omega) \cos \frac{\pi z}{L} dz.$$

Проведенные в настоящей работе расчеты позволят лучше понять природу потерь энергии в реальных кристаллах при различных внешних воздействиях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Eshelby J.D. Dislocations as a cause of mechanical damping in metals // Proc. Roy. Soc. London A. 1949. V. 197, N 1050. P. 396-416.
2. Eshelby J.D. The interaction of kinks and elastic waves // Proc. Roy. Soc. London A. 1962. V. 266, N 1325. P. 222-246.
3. Lothe J. Theory of dislocation mobility in pure slip // J. Appl. Phys. 1962. V. 33, N 6. P. 2116-2125.
4. Stenzel G. Lineare Kontinuumstheorie bewegter Versetzungen // Phys. status solidi. 1969. V. 34, N 1. P. 351-364.
5. Stenzel G. Kontinuumstheoretische Untersuchung einer bewegten Schraubenversetzung // Phys. status solidi. 1969. V. 34, N 1. P. 365-376.
6. Garber J.A., Granato A.V. Reradiation and viscous dislocations damping // J. Phys. and Chem. Solids. 1970. V. 31, N 8. P. 1863-1867.
7. Нацик В.Д. Радиационное торможение дислокационных петель // Физика твердого тела. 1966. Т. 8, № 7. С. 2244-2246.
8. Бойко В.С., Нацик В.Д. Элементарные дислокационные механизмы акустической эмиссии // Элементарные процессы пластической деформации кристаллов. – Киев: Наукова Думка, 1978. С. 159-189.
9. Чишко К.А. Теория акустической эмиссии дислокаций и трещин в кристаллах с внутренними и внешними границами: дис. ... д-ра физ.-мат. наук: 01.04.07. НАН Украины, Физ.-техн. ин-т низких температур. – Харьков, 1994. 304 с.
10. Bataronov I.L., Dezhin V.V. The generalized susceptibility of dislocation segment in nondissipative crystal // J. Phys. Conf. Ser. 2016. V. 738. 012108.
11. Справочник по специальным функциям / под ред. М. Абрамовица и И. Стиган. М.: Наука, 1979. 832 с
12. Bataronov I.L., Dezhin V.V. Numerical and approximate calculation of the generalized susceptibility matrix elements of dislocation segment in nondissipative crystal // J. Phys. Conf. Ser. 2017. V. 936. 01236.
13. Bataronov I.L., Dezhin V.V. Approximate calculation of the dislocation oscillators generalized susceptibility matrix elements // J. Phys. Conf. Ser. 2019. V. 1203. 012060.
14. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. Т. V. Статистическая физика. Ч. 1. – М.: Физматлит, 2002. 616 с.
15. Батаронов И.Л., Дежин В.В. Обобщенная восприимчивость и колебания дислокации в рельефе Пайерлса // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2018. Т. 15, № 4. С. 500-505.
16. Granato A., Lüke K. Theory of mechanical damping due to dislocations // J. Appl. Phys. 1956. V. 27. P. 583-593.

**ОБ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЯХ
БЕСКОНЕЧНОЙ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ ПОД ВЛИЯНИЕМ ВНЕШНИХ
ВОЗДЕЙСТВИЙ В БЕЗДИССИПАТИВНОМ КРИСТАЛЛЕ**

Дежин В.В.

*Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж, Россия
viktor.dezhin@mail.ru*

В настоящей работе рассмотрено излучение упругих волн (акустическая эмиссия) бесконечной винтовой дислокацией, совершающей изгибные колебания под действием внешних воздействий. Сопротивление среды не учитывалось. Впервые излучение колеблющейся бесконечной прямолинейной винтовой дислокации исследовал Эшелби [1]. В работе [2] Лауб и Эшелби рассмотрели дислокацию, колеблющуюся по синусоидальному закону, и получили выражения для скорости излучения энергии на единицу длины краевой и винтовой дислокации. Позднее задача об излучении упругих волн дислокацией произвольной формы в изотропной бездиссипативной среде была решена в работах [3-6]. Произвольные изгибные колебания дислокации, возникающие под влиянием внешней силы, в работах [2-6] не рассматривались.

Для решения поставленной задачи воспользуемся результатами работ [7, 8]. Тогда для винтовой дислокации, бесконечно протяженной вдоль оси Oz и совершающей малые изгибные колебания вблизи положения равновесия (ось Oz), обратная обобщенная восприимчивость запишется в виде

$$\alpha^{-1}(k_z, \omega) = -\frac{\mu b^2}{8\pi} \left[-k_z^2 + \left(\frac{\omega^2}{c_t^2} - 3k_z^2 \right) \ln \frac{k_m^2}{\omega^2/c_t^2 - k_z^2} + 4\gamma k_z^2 \ln \frac{k_m^2}{\omega^2/c_l^2 - k_z^2} - 4 \frac{k_z^4 c_t^2}{\omega^2} \ln \frac{\omega^2/c_t^2 - k_z^2}{\omega^2/c_l^2 - k_z^2} \right] - i \frac{\mu b^2}{8} \left[\frac{\omega|\omega|}{c_t^2} - 3k_z^2 + 4\gamma k_z^2 \right]. \quad (1)$$

Здесь k_z – компонента волнового вектора вдоль линии дислокации, ω – частота колебаний дислокации, μ – модуль сдвига, \mathbf{b} – вектор Бюргерса дислокации, $\gamma = c_t^2/c_l^2$, c_t – скорость поперечных звуковых волн, c_l – скорость продольных звуковых волн, k_m – максимальное волновое число. При записи формулы (1) предполагалось $|k_z| < \omega/c_l$ – условие излучения дислокацией упругих волн. Наличие мнимой части в (1) обусловлено излучением упругих волн. Далее аналогично работе [9], используя формулу из [10], получим для средней величины энергии, излучаемой в единицу времени на единицу длины винтовой дислокации

$$W = \frac{\omega}{2} \text{Im} \alpha(k_z, \omega) |f_0|^2 = \frac{4\pi^2 \omega}{\mu b^2} |f_0|^2 \left[\frac{\omega|\omega|}{c_t^2} - 3k_z^2 + 4\gamma k_z^2 \right] \times \left[\left\{ -k_z^2 + \left(\frac{\omega^2}{c_t^2} - 3k_z^2 \right) \ln \frac{k_m^2}{\omega^2/c_t^2 - k_z^2} + 4\gamma k_z^2 \ln \frac{k_m^2}{\omega^2/c_l^2 - k_z^2} - 4 \frac{k_z^4 c_t^2}{\omega^2} \ln \frac{\omega^2/c_t^2 - k_z^2}{\omega^2/c_l^2 - k_z^2} \right\}^2 + \pi^2 \left\{ \frac{\omega^2}{c_t^2} - 3k_z^2 + 4\gamma k_z^2 \right\}^2 \right]^{-1}, \quad (2)$$

где $|f_0|$ – амплитуда внешней силы, действующей на дислокацию.

Излучение упругих волн также происходит при условии $\omega/c_l < |k_z| < \omega/c_t$. В этом случае формула для обратной обобщенной восприимчивости (1) примет вид

$$\alpha^{-1}(k_z, \omega) = -\frac{\mu b^2}{8\pi} \left[-k_z^2 + \left(\frac{\omega^2}{c_t^2} - 3k_z^2 \right) \ln \frac{k_m^2}{\omega^2/c_t^2 - k_z^2} + 4\gamma k_z^2 \ln \frac{k_m^2}{k_z^2 - \omega^2/c_t^2} - 4 \frac{k_z^4 c_t^2}{\omega^2} \ln \frac{\omega^2/c_t^2 - k_z^2}{k_z^2 - \omega^2/c_t^2} \right] - i \frac{\mu b^2}{8} \left[\frac{\omega|\omega|}{c_t^2} - 3k_z^2 + 4 \frac{k_z^4 c_t^2}{\omega|\omega|} \right].$$

И тогда для средней величины энергии, излучаемой в единицу времени на единицу длины винтовой дислокации, получим в отличие от выражения (2):

$$W = \frac{\omega}{2} \operatorname{Im} \alpha(k_z, \omega) |f_0|^2 = \frac{4\pi^2 \omega}{\mu b^2} |f_0|^2 \left[\frac{\omega|\omega|}{c_t^2} - 3k_z^2 + 4 \frac{k_z^4 c_t^2}{\omega|\omega|} \right] \times \\ \times \left[\left\{ -k_z^2 + \left(\frac{\omega^2}{c_t^2} - 3k_z^2 \right) \ln \frac{k_m^2}{\omega^2/c_t^2 - k_z^2} + 4\gamma k_z^2 \ln \frac{k_m^2}{k_z^2 - \omega^2/c_t^2} - 4 \frac{k_z^4 c_t^2}{\omega^2} \ln \frac{\omega^2/c_t^2 - k_z^2}{k_z^2 - \omega^2/c_t^2} \right\}^2 + \pi^2 \left\{ \frac{\omega^2}{c_t^2} - 3k_z^2 + 4 \frac{k_z^4 c_t^2}{\omega^2} \right\}^2 \right]^{-1}.$$

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Eshelby J.D. Dislocations as a cause of mechanical damping in metals // Proc. Roy. Soc. London A. 1949. V. 197, N 1050. P. 396-416.
2. Laub T., Eshelby J.D. The velocity of a wave along a dislocation // Phil. Mag. 1966. V. 14, N 132. P. 1285-1293.
3. Нацик В.Д. Радиационное торможение дислокационных петель // Физика твердого тела. 1966. Т. 8, № 7. С. 2244-2246.
4. Нацик В.Д., Чишко К.А. Звуковое излучение при аннигиляции дислокаций // Физика твердого тела. 1972. Т. 14, № 11. С. 3126-3132.
5. Нацик В.Д., Чишко К.А. Динамика и звуковое излучение дислокационного источника Франка-Рида // Физика твердого тела. 1975. Т. 17, № 2. С. 342-345.
6. Бойко В.С., Нацик В.Д. Элементарные дислокационные механизмы акустической эмиссии // Элементарные процессы пластической деформации кристаллов. – Киев: Наукова Думка, 1978. С. 159-189.
7. Батаронов И.Л., Дежин В.В., Рошупкин А.М. Влияние центров пиннинга и рельефа Пайерлса на обобщенную восприимчивость дислокаций в реальных кристаллах // Изв. РАН. Сер. Физическая. 1993. Т. 57, № 11. С. 97-105.
8. Батаронов И.Л., Дежин В.В. Моделирование колебаний дислокаций под влиянием внешних энергетических воздействий // Сб. трудов «Влияние электромагнитных полей на пластичность и прочность материалов» под ред. В.Е. Громова. Новокузнецк: СибГИУ, 2011. С. 171-177.
9. Батаронов И.Л., Дежин В.В. Обобщенная восприимчивость и колебания дислокации в рельефе Пайерлса // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2018. Т. 15, № 4. С. 500-505.
10. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. Т. V. Статистическая физика. Ч. 1 – М.: Физматлит, 2002. 616 с.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОЛЕСНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ

¹Рахадиллов Б.К., ^{1,2}Табиева Е.Е., ²Уазырханова Г.К., ²Журерова Л.Г., ¹Сендибек А.Қ.
ВКГУ им.С.Аманжолова, Усть-Каменогорск, Казахстан
ВКГТУ им.Д.Серикбаева, Усть-Каменогорск, Казахстан
e-mail: erkezhan.tabieva@mail.ru

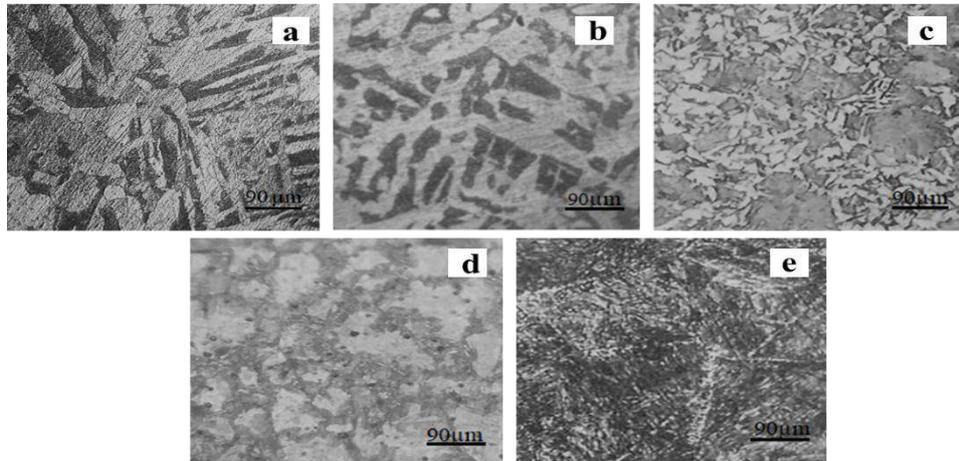
Постоянное увеличение рабочих характеристик современных машин, связанное с увеличением мощности и производительности, может быть обеспечено лишь при соответствующем совершенствовании эксплуатационных характеристик их основных узлов и деталей. Состояние поверхностного рабочего слоя деталей во многом определяет технико-экономические показатели эксплуатации машин и агрегатов, поскольку именно в нем зарождаются и развиваются повреждения, ограничивающие работоспособность [1-2]. Как известно, поверхностное упрочнение рассматривается как способ увеличения твердости, износостойкости и других эксплуатационных свойств поверхностного рабочего слоя, состояние которого во многом определяет работоспособность и повышает эксплуатационный ресурс деталей используемых в сфере железнодорожного транспорта, металлургии и машиностроения [3-5]. В связи с этим целью настоящей работы является исследование изменения механических характеристик колесной стали после поверхностного упрочнения электролитной плазмой.

Электролитно-плазменную поверхностную закалку (ЭППЗ) осуществляли в катодном режиме на установке электролитно-плазменной обработки в НИЦ «Инженерия поверхности и трибология» при ВКГУ им.С.Аманжолова [6]. Морфологию и элементный состав образца, обработанного в электролитной плазме, исследовали на растровом электронном микроскопе JSM-6390LV, с приставкой энергодисперсионного микроанализа INCAEnergy. Измерение микротвердости образцов сталей на приборе ПМТ-3М в соответствии с ГОСТ 9450–76, при нагрузках на индентор 100 г и времени выдержки при этой нагрузке 10 с. Были изучены прочностные характеристики образцов с модифицированным поверхностным слоем. Прочностные характеристики образцов стали на растяжение при комнатной температуре проводили на универсальной установке для испытаний WDW-5E, в соответствии с требованиями ГОСТа 1497-87. При определении пределов прочности, текучести и относительного удлинения стали испытывали не менее 4 образцов на каждый режим и по усредненным данным определяли механические характеристики. Погрешности измерения пределов прочности и текучести не превышали 7 %.

Для исследования была выбрана колесная сталь марки 2 применяемая для изготовления железнодорожных колесных пар. Образцы стали вырезались из банджа железнодорожного колеса в виде параллелепипеда размером 15×15×10 мм³. При малых оборотах резания и низкой нагрузке образец не испытывает деформации и термического воздействия. Согласно ГОСТ 398-96 химический состав стали, %: С – 0.57-0.65; Mn – 0.50-0.90; Si – 0.22-0.45; V – не более 0,10; S – не более 0,030; P – не более 0,035. Процесс осуществлялся при следующих параметрах: состав электролита (% , массовая): 10% карбамид (NH₂)₂CO + 20 % карбонат натрия Na₂CO₃+70% вода, время обработки 2сек, T_{max}= 850-900 °С; U= 320 V; I=40 A[7].

Проведенные металлографические исследования показали, что структура колесной стали марки 2 в исходном состоянии, т.е. после стандартной термообработки, представляет собой ферритно-перлитную структуру. Как видно из рисунка 2 а, зерна перлита и феррита расположены случайным образом относительно друг друга. Тогда как 65 % объема исследуемой стали занимают ферритовые зерна, остальная составляющая является перлитными зернами. При исследовании микроструктуры поверхностных слоев образцов стали марки 2, подвергнутых ЭППЗ,

были обнаружены структурные изменения. На рис. 2 показана микроструктура поверхностного слоя стали до и после обработки в водном электролите.



а) до ЭППЗ; после ЭППЗ: б) 1 с, в) 2 с, г) 3 с, д) 4 с

Рисунок 1 – Снимки микроструктуры поверхности образцов стали марки 2 до и после ЭППЗ

На рисунке 2 показан график зависимости нагрузки от удлинения стали марки 2 до и после ЭППЗ.

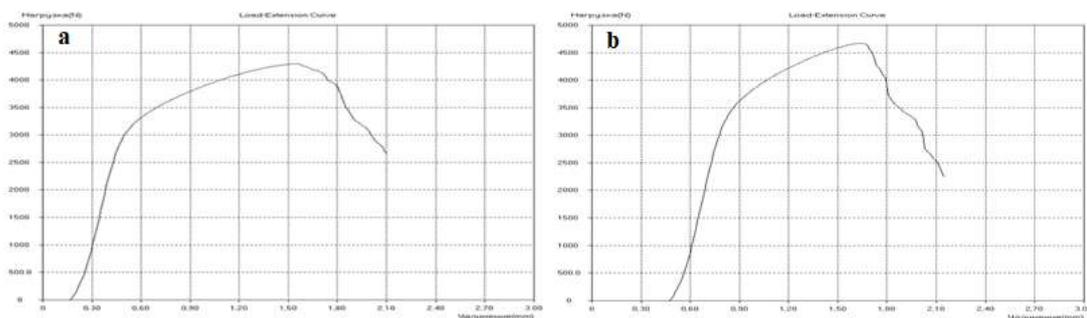


Рисунок 2 – График зависимости нагрузки от удлинения образца стали марки 2 до (а) и после (б) ЭППЗ

В таблице 1 показаны результаты испытания стали марки 2. Определено, что после ЭППЗ повышается предел прочности и предел текучести стали марки 2, несмотря на то что модифицирован только поверхностный слой толщиной 1-1,5 мм.

Таблица 1 – Прочностные характеристики стали марки 2

Материал	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	HV
	МПа		%		МПа
исходный	458	315	14	22,5	1448
после ЭППЗ	569	352	16	27	4200

Исследование структуры и свойств колесной стали марки 2 до и после ЭППЗ показали, что после электролитно-плазменной поверхностной заковки повышаются механические свойства колесной стали. Для выяснения структурных факторов, влияющих на износостойкость, твердость и другие характеристики сталей, были исследованы структурно-фазовые состояния упрочненных поверхностных слоев стали марки 2.

- Установлено, что при ЭППЗ поверхностный слой стали насыщается углеродом и на поверхностном слое формируется мартенсит, цементит и оксиды железа.
- Установлено, что разработанный способ электролитно-плазменной закалки позволяет получить модифицированный слой толщиной 1,0-1,5 мм с повышенной твердостью (в ~3 раза по сравнению с матрицей стали), трещиностойкостью и износостойкостью.

Проведенные исследования показали перспективность и целесообразность применения разработанного способа [8] модифицирования поверхности и нанесения покрытий для повышения эксплуатационных свойств деталей и инструментов, работающих в условиях трения и изнашивания.

Работа выполнена при финансовой поддержке МОН РК (грант № BR 05236748).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Максименко А.Н. Обеспечение работоспособности машины с учетом изменений технико-экономических показателей на этапе эксплуатации ее жизненного цикла // Вестник Белорусско-Российского университета. 2012. № 2 (35). С.31-40.
- [2] Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Объемная и поверхностная закалка конструкционной стали – морфологический анализ структуры // Изв. вузов. Физика. 2002. Т.45, №3. С.5-23.
- [3] Yokoyama H., Mitao S., Yamamoto S., Kataoka Y., Sugiyama T.: High Strength Bainitic Steel Rails for Heavy Haul Railways with Superior Damage Resistance, NKK Technical Review No. 84, taken on Feb 8th 2011.
- [4] Балановский А.Е. Плазменное упрочнение гребней колесных пар подвижного состава (результаты работы за пять лет на ВСЖД) / А.Е. Балановский, К.А. Марютин, Е.Н. Коротаев // Ресурсосберегающие технологии и оборудование: сб. трудов к 100-летию ВСЖД. – Иркутск.: Плазмопротек, 1998. - С. 34-39.
- [5] Гришунин В.А. Повышение усталостной долговечности рельсовой стали электронно-пучковой обработкой: диссертация кандидата технических наук: 05.16.01 / Гришунин Владимир Анатольевич. – Н., 2014.- 181 с.
- [6] Скаков М.К., Рахадиллов Б.К., Зарва Д.Б., Гулькин А.В. Установка электролитно-плазменной обработки // Инновационный патент на изобретение Республики Казахстан: МПК С255F 7/00 - № 29978 / Оpubл. 15.06.2015, Бюл. № 6.
- [7] Tabieva E., Zhurerova L., Baizhan D. Influence of Electrolyte-Plasma Hardening Technological Parameters on the Structure and Properties of Banding Steel 2 // Key Engineering Materials. 2020. №839. P.57-62.
- [8] Rakhadilov B.K., Zhurerova L.G., Pavlov A.V., Wieleba W.K. Electrolyte-plasma surface hardening of 65G and 20GL low-alloy steels // Bulletin of the University of Karaganda-Physics. 2016. Vol.84. P.8-13.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ Fe-Ni-B И Co-Fe-Cr-Si-B ПРИ ОТЖИГЕ

Пермякова И.Е., Блинова Е.Н.

ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина", Москва, Россия, inga_pert@mail.ru

Введение. Аморфные сплавы (АС) обладают необычными свойствами и способностью формировать уникальные структурно-фазовые состояния при внешних воздействиях. Контролируемые преобразования аморфного состояния в нанокристаллическую структуру позволяют управлять свойствами аморфно-нанокристаллических композитов (АНК). Перечислим способы получения АНК:

1) Метод Улитовского-Тейлора формирует композит с прочной, обладающей высокими магнитными характеристиками металлической основой с аморфной и/или нанокристаллической структурой и внешней стеклянной оболочкой.

2) Уменьшая критическую скорость охлаждения расплава при изготовлении АС методом спиннингования, с «контактной» стороны ленты может происходить затвердевание расплава с образованием аморфной фазы, а на противоположной стороне ленты может сформироваться кристаллический слой.

3) Применение лазера позволяет модифицировать поверхность АС и создавать "сэндвичные", градиентные структуры с аморфно-кристаллическими составляющими.

4) Печной отжиг АС при определенных температурно-временных параметрах способствует зарождению и росту нанокристаллов, т.е. образуется композиционный материал с аморфной матрицей и нанокристаллическим наполнителем.

Целью настоящей работы было изучить структурно-фазовые превращения, происходящие при термической обработке АС на основе кобальта и железа.

Методика эксперимента. Объектами исследования являлись ленты АС $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ и $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ (ат.%), полученные закалкой из расплава, толщиной 25 мкм. Дифференциальную сканирующую калориметрию (ДСК) выполняли на модульном термическом анализаторе SETSYS Evolution-1750 (SETARAM Instrumentation) со скоростью нагрева $10^\circ\text{C}/\text{мин}$. АС подвергали отжигу в вакуумной печи с выдержкой 10 мин при каждой температуре. Наличие аморфной и кристаллической фаз контролировали проведением структурных исследований с привлечением просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM 1400 (Jeol) с ускоряющим напряжением 120 кВ.

Результаты и обсуждение. По данным ДСК, характер кристаллизации исследуемых АС существенно различается. Переход АС $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ в кристаллическое состояние происходит в две стадии: при $T_{\text{кр}1} = 434^\circ\text{C}$, $T_{\text{кр}2} = 453^\circ\text{C}$. Для АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ эффект кристаллизации достаточно протяженный и состоит из трех стадий: $T_{\text{кр}1} = 483^\circ\text{C}$, $T_{\text{кр}2} = 588^\circ\text{C}$, $T_{\text{кр}3} = 660^\circ\text{C}$ (рис. 1).

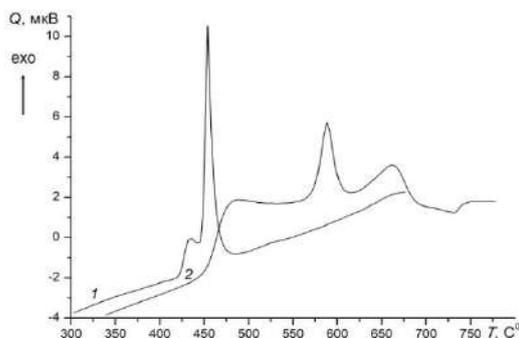


Рисунок 1 - Результаты ДСК: $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ (1) и $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ (2).

Структурные превращения, претерпеваемые исследуемыми сплавами после термической обработки, детально исследованы с помощью ПЭМ (рис. 2 и 3), а их последовательность представлена в табл. 1.

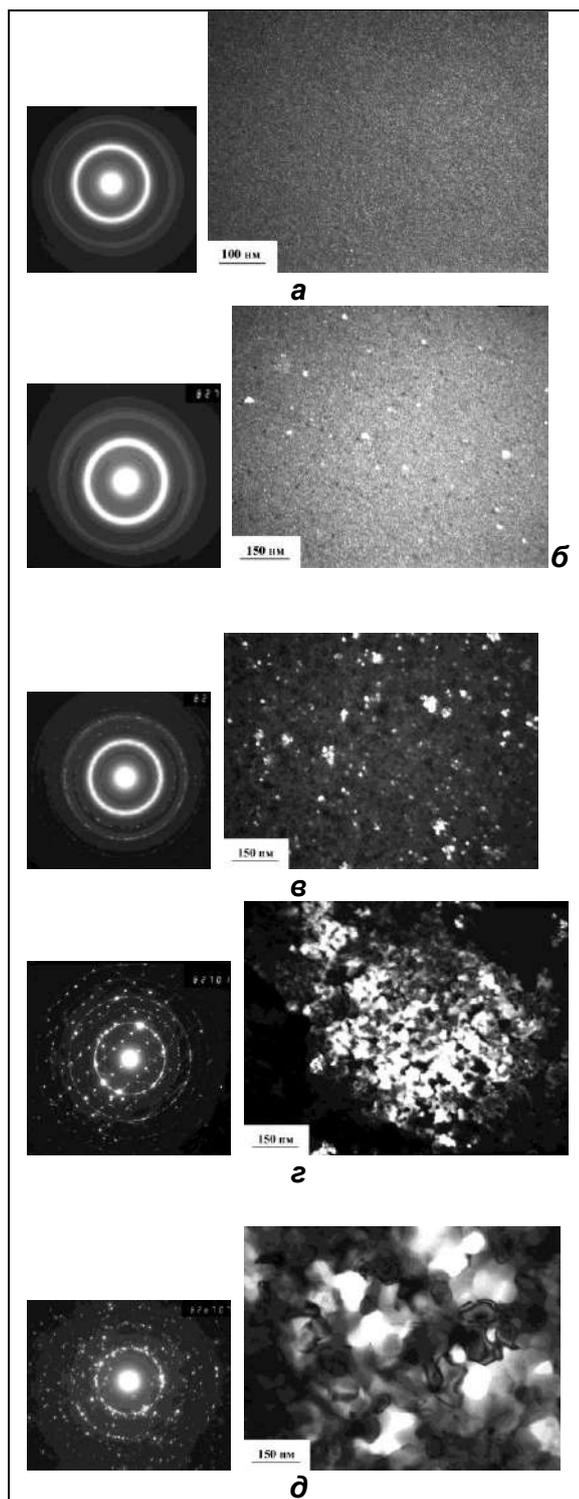


Рисунок 2 - ПЭМ-изображения изменения структуры АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{V}_{17.2}$ после отжига:
 а – 350°C (дифракции, темное поле);
 б – 450°C (дифракция, темное поле от α -Fe);
 в – 500°C (дифракция, темное поле от α -Co);
 г – 550°C (дифракция, темное поле от боридов);
 д – 650°C (дифракция, светлое поле).

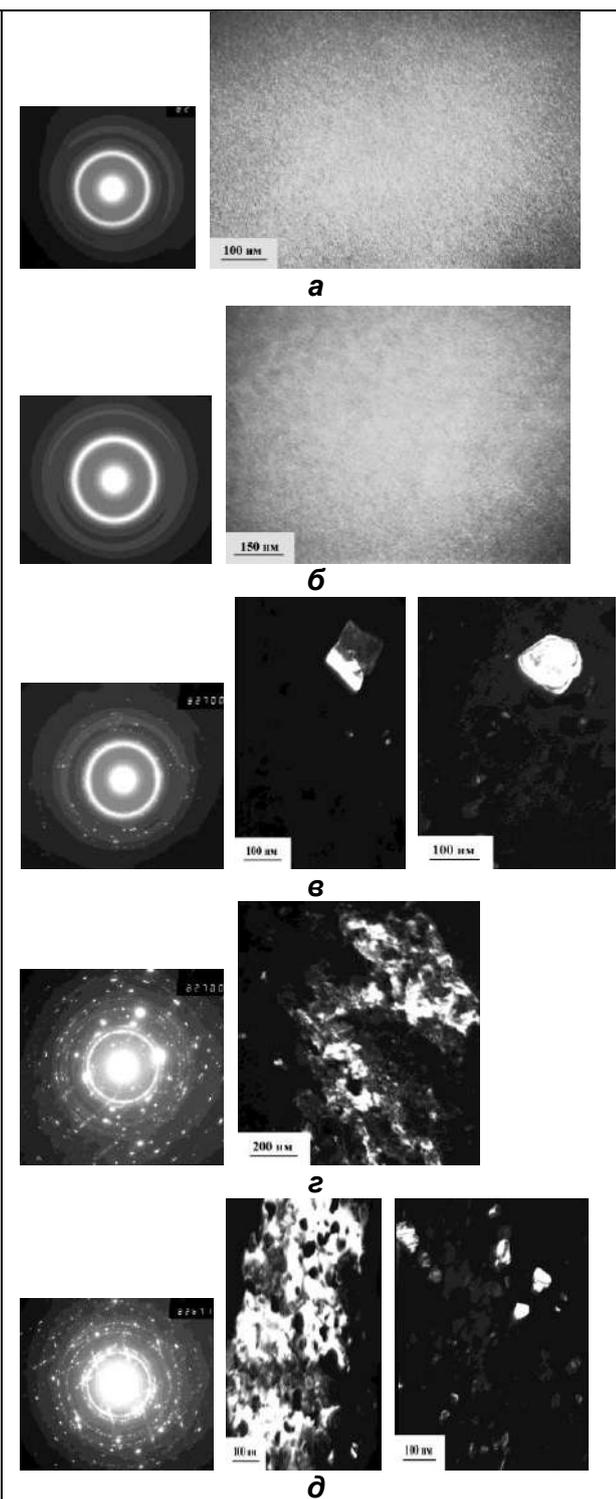


Рисунок 3 - ПЭМ-изображения изменения структуры АС $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{V}_{20.2}$ после отжига:
 а – 250°C (дифракции, темное поле);
 б – 425°C (дифракция, темное поле);
 в – 440°C (дифракция, темные поля α -Fe от точечных рефлексов на линии (200) и γ -Fe от линии (111), соответственно);
 г – 450°C (дифракция, темное поле от боридов);
 д – 500°C (дифракция, темные поля γ -Fe от линии (111) и боридов, соответственно).

Таблица 1 - Изменение фазового состава АС после отжига.

Сплав	Температурный диапазон	Фазовые превращения
$\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$	$23^{\circ}\text{C} \leq T < 450^{\circ}\text{C}$	A (аморфная фаза)
	$450^{\circ}\text{C} \leq T < 500^{\circ}\text{C}$	A + α -Fe
	$500^{\circ}\text{C} \leq T < 525^{\circ}\text{C}$	A + α -Fe + α -Co
	$525^{\circ}\text{C} \leq T \leq 700^{\circ}\text{C}$	α -Fe + α -Co + β -Co + Co_2B + Fe_2B
$\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$	$23^{\circ}\text{C} \leq T \leq 425^{\circ}\text{C}$	A
	$425^{\circ}\text{C} < T < 440^{\circ}\text{C}$	A + α -Fe
	$440^{\circ}\text{C} \leq T < 450^{\circ}\text{C}$	A + α -Fe + γ -Fe
	$450^{\circ}\text{C} \leq T \leq 500^{\circ}\text{C}$	α -Fe + γ -Fe + Fe_2B + FeB

Сплав $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ остается аморфным до 450°C (рис. 2а). Далее в аморфной матрице обнаружены первые признаки кристаллизации – нанокристаллы α -Fe (рис. 2б) с характерным размером от 5 до 25 нм. При отжиге 500°C помимо кристаллической фазы α -Fe также выделяется α -Co (рис. 2в) с размером нанокристаллов 5-40 нм. Свыше 525°C в структуре появляются протяжённые участки боридов Co_2B , Fe_2B , а также β -Co, АС полностью переходит в нанокристаллическое состояние (рис. 2г). В интервале температур от 600°C до 650°C наблюдается заметное увеличение размера зёрен сплава (рис. 2д).

В процессе контролируемого нагрева быстрозакалённого сплава $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ установлено, что его структура аморфна вплоть до 425°C (рис. 3а). Однако, надо отметить, что при приближении температуры отжига к 425°C на электронно-микроскопических изображениях заметны изменения в аморфной матрице. Она становится менее гомогенна, происходит её некоторое "расслоение" (рис. 3б). Как и в случае АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ сплав $\text{Fe}_{53.3}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$ кристаллизуется по механизму первичной кристаллизации. Первой кристаллической фазой, выявленной при 430°C , является α -Fe с ОЦК-решёткой, затем обнаружены и нанокристаллы γ -Fe с ГЦК-решёткой (рис. 3в). Частицы α -фазы имеют на ранних стадиях кристаллизации размер от 30 до 120 нм и кубическую форму с четкими гранями, ориентированными по кристаллографическим плоскостям $\{100\}$. В свою очередь частицы γ -фазы, имеющие те же размеры и характеризуются приблизительно равноосной формой. Свыше 450°C в структуре появляются бориды FeB, Fe_2B (рис. 3г,д) и сплав переходит в полностью кристаллическое состояние. При $T \geq 500^{\circ}\text{C}$ доля боридов заметно увеличивается (рис. 3д).

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

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА СВОЙСТВА АСФАЛЬТОБЕТОНА

Гувалов А.А., Мамедов А.Д.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет
Баку, Азербайджанская Республика, abbas-quvalov@mail.ru*

Современное строительство автомобильных дорог требует использования качественных дорожно-строительных материалов, без которых обеспечения высокого уровня работоспособности и долговечности асфальтобетонных покрытий просто не осуществимо. Нефтяные дорожные битумы являются важнейшими и обязательными составляющими асфальтобетонных смесей, и именно они в процессе эксплуатации в наибольшей степени подвержены всем видам деформаций. В настоящее время для получения качественных битумов используются два основных способа обеспечения необходимых структурно-механических свойств, зависящих от этапа или стадии получения битума: метод компаундирования в момент производства битума и модификация свойств битумных материалов на стадии выпуска товарной продукции. При модификации битума можно выделить следующие основные способы: физические способы, основанные на механическом и физическом воздействии на среду битума, и химические способы, основанные на введении в состав битума различных химических добавок. Наиболее рациональным и эффективным способом повышения качества битумов является введение в его состав на разных этапах получения, переработки, поставки модифицирующих добавок разной природы, способа получения и механизма действия.

При модифицировании битумов выделяют следующие модификаторы: адгезионные, разжижающие, пластифицирующие, структурирующе-пластифицирующие, адгезионно-структурирующие, структурирующие, стабилизирующие, эмульгаторы. Анализ представленных модификаторов для битума показал, что наиболее широко при производстве асфальтобетона применяются добавки адгезионного характера.

В качестве добавки адгезионного характера в работе использовали MasterlifePAV 100 и MasterlifePAV 101 (Компании БАСФ). Введение в смесь небольшого количества ПАВ понижает поверхностное натяжение на границе битум - минеральный материал, чем облегчает смачивание минеральных частиц битумом, образуя абсорбционный слой, обращенный полярными группами к поверхности минерального материала и углеводородной частью в объеме битума. Это уменьшает температуру и время получения однородной смеси, а также значительно снижает интенсивность процессов старения битума. ПАВ способны адсорбироваться на поверхности минеральных зерен в месте раздела фаз, снижая избыток межфазной поверхностной энергии. Также за счет применения ПАВ на границе раздела фаз минеральный материал-битум может образоваться мономолекулярный хемосорбционный слой, способствующий образованию прочной связи между ними. Они позволяют улучшить сцепление битума с поверхностью минерального материала, повысить качество асфальтобетона и положительно влияют на технологический процесс приготовления, укладки и уплотнения асфальтобетонных смесей.

В результате выполненных научных исследований решен комплекс научно-технических проблем, связанных с разработкой рациональных технологических решений, повышением прочности и трещиностойкости асфальтобетонных покрытий. Экономический эффект достигается за счет увеличения межремонтных сроков и применения разработанных технологий, при этом для автомобильных дорог с дорожными одеждами из асфальтобетона, модифицированного добавкой ПАВ 100, срок проведения работ по ремонту покрытия с разработанной добавкой увеличивается на 20-30%, а срок проведения работ по капитальному ремонту покрытия с разработанной добавкой увеличивается на 8-10%.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СПОСОБ ВЫЯВЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ, ДЕФОРМИРУЕМЫХ В ВОДНОЙ СРЕДЕ

Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А., Кочегаров С.С.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
E-mail: shibkov@tsu.tmb.ru

Алюминиевые и титановые сплавы систем Al-Li-Mg, Al-Mg-Mn, Al-Zn-Mg-Cu, Al-Cu-Mg, Ti-Al, Ti-Al-Mo, Ti-Al-V и др. проявляют механическую неустойчивость как в условиях металлообработки, так и в условиях эксплуатации. Механическая неустойчивость проявляется в так называемом прерывистом течении (эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ)), обусловленном повторяющимися процессами образования в металле полос макролокализованной деформации. Такие полосы вызывают преждевременную локальную коррозию и внезапное разрушение. Проблема взаимосвязи полосообразования и коррозии под напряжением остается фактически не исследованной, несмотря на ее актуальность, связанную прежде всего с востребованностью и большими перспективами использования высокотехнологичных алюминиевых и титановых сплавов при производстве летательных и подводных аппаратов. Эта проблема включает изучение влияния агрессивной среды на развитие макропластической неустойчивости и влияния полосообразования, вызывающего прерывистую деформацию, на коррозию под напряжением, а также разработку электрохимических методов неразрушающего контроля повреждений в конструкционных алюминиевых сплавах, эксплуатируемых в агрессивных средах. В настоящей работе представлены результаты экспериментального исследования взаимосвязи коррозии и полосообразования в алюминий-магниевого и титановых сплавах, деформируемых в водной среде [1-4].

Образцы сплавов АМг6 и ВТ1-0, погруженные в дистиллированную воду (ГОСТ 6709-72, удельное сопротивление $2 \cdot 10^5$ Ом·м), растягивали с постоянной скоростью $\dot{\varepsilon}_0 = 3 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ в испытательной машине Instron (модель 3344) при комнатной температуре. Методика измерения скачков электродного потенциала ΔE – сигналов электрохимической эмиссии (ЭХЭ), – с помощью хлор-серебряного электрода сравнения (ЭСР-10101) и импульсного предусилителя в полосе частот 10 Гц - 10 кГц изложена в [2]. Как установлено в работе [3], передний фронт скачка электродного потенциала деформируемого сплава АМг6 – сигнала ЭХЭ, соответствует зарождению и расширению деформационной полосы и обусловлен разрушением защитной оксидной пленки Al_2O_3 из-за выхода на поверхность сплава дислокаций деформационной полосы. После разрыва оксидной пленки вблизи свежесформированной поверхности формируется двойной электрический слой из гидратированных ионов Al^{3+} со стороны водного раствора и соответствующего избытка электронов со стороны металла, который приобретает отрицательный заряд, что и вызывает сигнал ЭХЭ.

Исследование корреляции между динамикой полос деформации, скачками напряжения и ЭХЭ в условиях прерывистой деформации в сплаве АМг6 показали, что дискретные сигналы электрохимической эмиссии являются отображением сложной пространственно-временной структуры деформационных полос на одну степень свободы. Был выявлен «магистральный» сет сигналов – совокупность сигналов ЭХЭ, отображающая структуру деформационных полос ПЛШ, остановившихся или проходящих через сечение образца, через которое пройдет магистральная трещина. Такая структура полос: а) спонтанно формируется в течение всей стадии прерывистой деформации; б) генерирует дискретные сигналы ЭХЭ с возрастающей амплитудой; в) включает в себя геометрически сопряженные полосы деформации, которые образуются для компенсации изгибающего момента, вызванного эволюцией отдельной полосы с избытком дислокаций одного механического знака. В ходе прерывистого течения после достижения деформации Консидере сопряженные полосы ПЛШ

постепенно с каждым последующим скачком напряжения формируют крестообразную структуру локализованной деформации шейки, в центре которой зарождается магистральная трещина. Выявлен «электрохимический предвестник» разрушения сплава АМгб в водной среде – серия сигналов ЭХЭ, отображающая дискретный характер формирования шейки. Форма фронта последнего сигнала ЭХЭ отражает кинетику подрастания трещины до момента разрыва образца.

Анализ дискретной ЭХЭ при растяжении в воде образцов сплава ВТ1-0 показал, что наибольшая интенсивность сигналов ЭХЭ, в том числе высокоамплитудных, приходится на центральную часть кривой деформирования, где деформирующие напряжения проходят через максимум ($\sigma_m \approx 420$ МПа). Первые дискретные сигналы ЭХЭ регистрируются сразу после условного предела текучести, т.е. после окончания линейного участка диаграммы растяжения. Скорость счета $\dot{N}(t)$ сигналов ЭХЭ резко возрастает до максимального значения (около 10 с^{-1}) при 400 МПа, а затем постепенно уменьшается до $\sim 3 \text{ с}^{-1}$ перед разрывом образца при $\sigma_B \approx 380$ МПа.

Построенная в двойных логарифмических координатах статистическая функция распределения нормализованных амплитуд сигналов ЭХЭ $D(s)$ подчиняется двум линейным зависимостям, отрицательные коэффициенты наклона которых различаются почти вдвое: - 1.68 и - 3.25 (рис. 1). Это означает, что в соответствующих диапазонах изменения амплитуд сигналов ЭХЭ их статистические функции распределения подчиняются степенным законам: $D_1(s) \sim e^{-\alpha_1}$ и $D_2(s) \sim e^{-\alpha_2}$ с показателями степени $\alpha_1 = - 1.68$ и $\alpha_2 = - 3.25$. Разные функции распределения D_1 и D_2 свидетельствуют о различных механизмах происхождения сигналов ЭХЭ, т.е. о различной природе их источников.

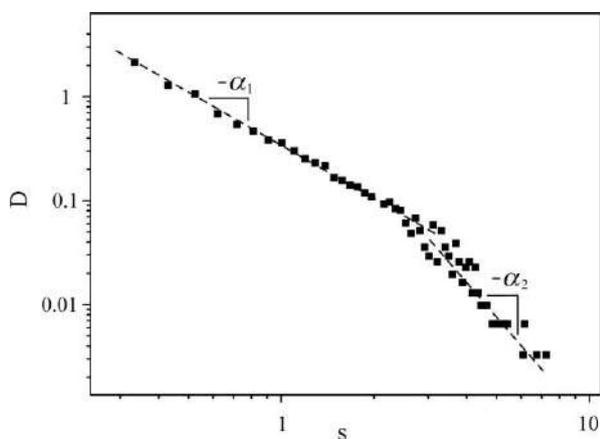


Рисунок 1 - Функция распределения $D(s)$ нормализованной амплитуды s сигнала ЭХЭ в двойных логарифмических координатах. Прерывистые линии показывают отрицательные склоны линейных аппроксимаций с коэффициентами $\alpha_1 = 1.68$ и $\alpha_2 = 3.25$, соответственно

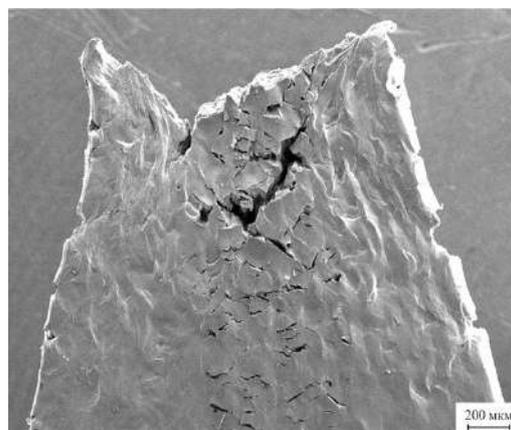


Рисунок 2 - Поверхность разрушенного образца титанового сплава ВТ1-0

Данные сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) показывают, что процессы межкристаллитного и транскристаллитного разрушения вызывают локальные разрывы оксидной пленки TiO_2 , обнажая свежесформированную поверхность (СОП), которая в контакте с водной средой начинает растворяться. Анализ трещин, выходящих на внешнюю поверхность образца, показал, что количество «крупных» трещин размером ~ 100 мкм составляет около 320, что сопоставимо с количеством высокоамплитудных сигналов ЭХЭ, подчиняющихся степенной статистике с

показателем $\alpha_2 = 3.2$ ($N_2 \approx 300-350$). Остальная, большая часть сигналов ЭХЭ ($N_1 \approx 2850-2900$), подчиняющаяся степенной статистической функции распределения с показателем $\alpha_1 = 1.68$, связана с более мелкими, как правило, транскристаллитными трещинами.

Анализ сопоставления картин множественного разрушения поверхности деформированного одноосным растяжением титанового сплава ВТ1-0 с особенностями дискретных сигналов ЭХЭ, показывают, что сет «низкоамплитудных» сигналов ЭХЭ ($\alpha_1 = 1.68$) с амплитудами меньше $\sim 3\langle \Delta E_m \rangle$ (см. рис. 1) связан преимущественно с транскристаллитным разрушением по перечисленным выше механизмам, а сет «высокоамплитудных» сигналов ($\alpha_2 = 3.2$) с амплитудами больше $\sim 3\langle \Delta E_m \rangle$ обусловлен преимущественно межкристаллитным растрескиванием. Последнее характерно для области пересечения зон локализованной деформации в центральной части образца и связано с процессами проскальзывания по границам зерен, поворотом зерен, разрывом тройных стыков и т.д.

Сигнал ЭХЭ, таким образом, является полезным физическим инструментом непрерывного мониторинга деформационных полос и трещин в алюминиевых и титановых сплавах, деформируемых в водной среде, который позволяет считывать количество образующихся полос, фиксировать моменты зарождения полос, проводить их статистический и корреляционный анализ, регистрировать формирование последнего кластера дискретных сигналов ЭХЭ – предвестника «катастрофы» – образования шейки и разрыва образца. Полученные результаты могут быть использованы для разработки технологии мониторинга зон локализации деформации и трещин в конструкциях или изделиях из алюминиевых и титановых сплавов, которые эксплуатируются в водных средах.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 18-19-00304) и РФФИ (проект № 19-08-003950) с использованием оборудования ЦКП ТГУ им. Г.Р. Державина.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шибков А.А., Денисов А.А., Золотов А.Е., Кочегаров С.С. // ФТТ. 2017. Т. 59. № 1. С. 96-102.
2. Шибков А.А., Денисов А.А., Гасанов М.Ф., Золотов А.Е., Желтов М.А. // ФТТ. 2019. Т. 61. вып. 2. С. 296-301.
3. Шибков А.А., Денисов А.А., Гасанов М.Ф., Золотов А.Е., Желтов М.А. // Кристаллография. 2019. Т. 64. № 5. С. 720-725.
4. Шибков А.А., Гасанов М.Ф., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А., Кольцов Р.Ю., Кочегаров С.С. // ЖТФ. 2020. Т. 90. № 1. С. 85-93.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ДЕТАЛЕЙ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ УПРОЧНЕНИИ НА ОСНОВЕ РЕШЕНИЯ ОБРАТНОЙ ЗАДАЧИ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ

Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвисевич В.М.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь
E-mail: vai_mrtm@bstu.by

Применение обратных задач теплопроводности для определения температурных полей в приповерхностном слое обрабатываемой детали при поверхностном плазменном упрочнении обусловлено трудностями проведения экспериментальных исследований по непосредственному измерению температурных полей. Для проведения таких исследований сначала проводится эксперимент по определению температуры как функции времени в точках, достаточно удаленных от приповерхностного слоя, при известных граничных условиях на всех поверхностях обрабатываемой детали, кроме той поверхности, которая подвергается воздействию плазменной дуги (струи). На основе решения обратной задачи теплопроводности [1, 2] восстанавливаются характеристики теплового нагружения (поле температур или плотность теплового потока) на поверхности обрабатываемой детали. Затем на основе решения прямой задачи теплопроводности находится температурное поле в приповерхностном слое. Следует отметить, что некоторые методики решения обратной задачи теплопроводности позволяют уже на этом этапе определить температурное поле в приповерхностном слое. Тогда в качестве истинного температурного поля можно принять поле, получающееся усреднением температурных полей, получаемых при решении обратной задачи теплопроводности и последующего решения прямой задачи.

Рассмотрим задачу определения температурного поля в приповерхностном слое пластины с размерами a , b , c , нагреваемой в плоскости $y=b$ плазмотроном, движущимся со скоростью v вдоль оси x . При достаточно больших скоростях движения плазмотрона, имеющих место в реальных условиях, с достаточной степенью точности можно пренебречь распространением тепла в направлении оси Ox .

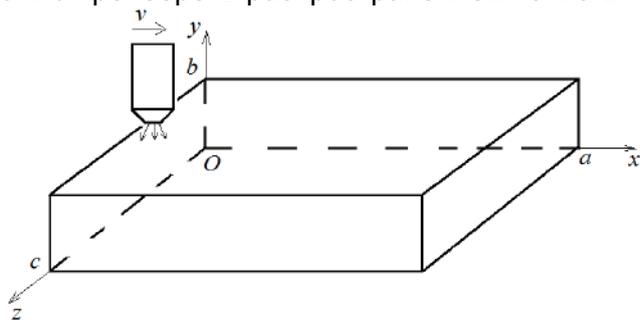


Рисунок 1 – Схема эксперимента

Тогда, считая, что нижняя поверхность адиабатически изолирована и что при экспериментальных исследованиях определяется температура на грани $y=0$, получаем двухмерную нестационарную краевую задачу теплопроводности с граничными условиями второго рода:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \cdot \left(\frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right), \quad 0 < y < b, \quad 0 < z < c, \quad 0 < \tau \leq \tau_m, \quad T(x, y, z, 0) = \varepsilon(x, y, z),$$

$$\frac{\partial T(x, y, 0, \tau)}{\partial z} = \frac{\partial T(x, y, c, \tau)}{\partial z} = \frac{\partial T(x, 0, z, \tau)}{\partial y} = 0, \quad T(x, 0, z, \tau) = f(x, z, \tau), \quad (1)$$

где T – температура, a – коэффициент температуропроводности, ε, f – известные функции. Необходимо найти функцию $q(x, z, \tau) = -\lambda \frac{\partial T(x, b, z, \tau)}{\partial y}$, где λ – коэффициент теплопроводности.

Таким образом, для определения плотности теплового потока проводятся экспериментальные исследования по определению поля температур на адиабатически изолированной нижней грани пластины при движении плазмотрона вдоль верхней грани. Если при этом использовать пластину с большими размерами b и c , то отпадает необходимость адиабатической изоляции боковых граней. В соответствии с [3], одним из перспективных направлений в решении обратных задач является использование экстремальных постановок с привлечением градиентных методов минимизации функционала невязки. На их основе достаточно просто строятся регуляризующие алгоритмы решения некорректно поставленных задач [4]. Кроме того, как показано в [5], при использовании методов скоростного спуска и сопряженных градиентов не требуется задание близкого начального приближения, ибо они устойчивы к ошибкам аппроксимации, округления и сглаживания.

Рассмотрим задачу (1) как задачу отыскания функции $\Phi(x, z, \tau) = -\frac{q(x, z, \tau)}{\lambda}$,

минимизирующей функционал $I(\Phi) = \int_0^{\tau_m} d\tau \int_0^c (T(0, z, \tau) - f(z, \tau))^2 dz$ при краевых

условиях (1). Градиент функционала можно найти при рассмотрении сопряженной задачи:

$$\frac{\partial \psi}{\partial \tau} = -a \cdot \left(\frac{\partial^2 \psi}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \psi}{\partial z^2} \right), \quad 0 < y < b, \quad 0 < z < c, \quad 0 < \tau \leq \tau_m, \quad \psi(y, z, \tau_m) = 0, \quad (2)$$

$$\frac{\partial \psi(y, 0, \tau)}{\partial z} = \frac{\partial \psi(y, c, \tau)}{\partial z} = \frac{\partial \psi(b, z, \tau)}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial \psi(0, z, \tau)}{\partial y} = 2 \cdot [T(0, z, \tau) - f(z, \tau)].$$

Минимизацию функционала производим с помощью метода сопряженных градиентов [6]. Построим итерационную последовательность вида $P^{k+1}(z, \tau) = P^k(z, \tau) - \beta_k \xi^k(z, \tau)$, где $\xi^k(z, \tau)$ – функции, определяющие направление спуска, β_k – коэффициенты, определяющие глубину спуска при

переходе к следующему приближению, находятся из условия $\frac{\partial J[P^{k+1}(z, \tau)]}{\partial \beta} = 0$ и

$$\beta_k = \frac{\int_0^{\tau_m} d\tau \int_0^c (T(0, z, \tau) - f(z, \tau)) \Delta T(\xi(z, \tau), z, \tau) dz}{\int_0^{\tau_m} d\tau \int_0^c (\Delta T(\xi(z, \tau), z, \tau))^2 dz}, \quad \text{где}$$

приращение температуры $\Delta T(\xi(z, \tau), z, \tau)$ определяется из решения следующей краевой задачи:

$$\frac{\partial \Delta T}{\partial \tau} = a \cdot \left(\frac{\partial^2 \Delta T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \Delta T}{\partial z^2} \right), \quad 0 < y < b, \quad 0 < z < c, \quad 0 < \tau \leq \tau_m, \quad \Delta T(y, z, 0) = 0, \quad (3)$$

$$\frac{\partial \Delta T(y, 0, \tau)}{\partial z} = \frac{\partial \Delta T(y, c, \tau)}{\partial z} = \frac{\partial \Delta T(0, z, \tau)}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial \Delta T(b, z, \tau)}{\partial y} = \Delta P(z, \tau).$$

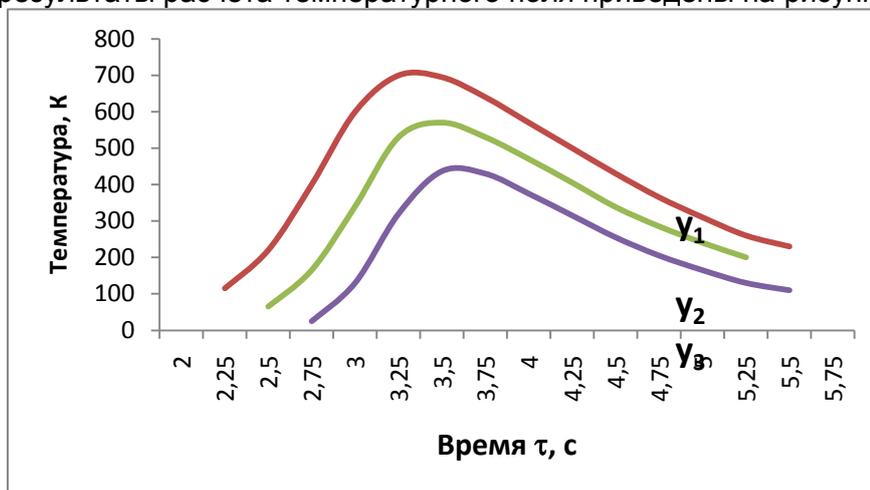
Зависимость $q(x, z, \tau)$ может быть представлена в виде:

$$q(x, z, \tau) = q(x_0 + v\Delta\tau, z, \tau + \Delta\tau). \quad (5)$$

Полученные результаты для каждого значения z аппроксимировались при помощи суммы двух нормальных распределений, одно из которых приближенно описывает тепловой поток от струи, второе – тепловой поток от дуги:

$$q(x, \tau) = q_{\text{спруи}} + q_{\text{дуги}} = \frac{q_{01}}{\sigma_1 \sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(x-x_0)^2}{2\sigma_1^2}} + \frac{q_{02}}{\sigma_2 \sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(x-x_0)^2}{2\sigma_2^2}} \quad (6)$$

Затем решалась прямая задача теплопроводности по определению температур в точках $y_1 = b - 0,1$ мм, $y_2 = b - 0,2$ мм, $y_3 = b - 0,3$ мм для всех значений z . Некоторые результаты расчета температурного поля приведены на рисунке 2.



$v=30$ мм/с, $I=90$ А, $U=110$ В, $z=0,08$ м, $x=0,1$ м,
 $y_1 = b - 0,1$ мм, $y_2 = b - 0,2$ мм, $y_3 = b - 0,3$ мм

Рисунок 2 – Зависимость температуры в приповерхностном слое от времени

Найденные значения $q(x, z, \tau)$ являются исходными данными для решения прямой краевой задачи определения полей температур в прямоугольной пластине при реальных условиях наличия теплообмена на боковых и нижней грани.

Результаты проведенных расчетов сравнивались с численным решением, выполненным с использованием конечно-элементного вычислительного комплекса ANSYS.

Следует отметить, что изложенный подход может быть распространен на другие условия эксперимента, например, на случай другой геометрии или на исследования по известной плотности теплового потока на нижней грани.

ЛИТЕРАТУРА

1. Тёмкин, А. Г. Обратные задачи теплопроводности / А. Г. Темкин. – М. : Энергия, 1973. – 464 с.
2. Алифанов, О. М. Обратные задачи теплообмена / О. М. Алифанов. – М. : Машиностроение, 1988. – 280 с.
3. Пилипенко, Н. В. Методы и приборы нестационарной теплотметрии на основе решения обратных задач теплопроводности / Н. В. Пилипенко. – СПб. : СПбГУ ИТМО, 2011. – 180 с.
4. Алифанов, О. М., Румянцев С.В. Регуляризующие градиентные алгоритмы для решения обратных задач теплопроводности / О. М. Алифанов, С. В. Румянцев // ИФЖ. 1980. – Т. 39. – № 2. – С. 253–258.
5. Алифанов, О. М. Идентификация процессов теплообмена летательных аппаратов / О. М. Алифанов. – М. : Машиностроение, 1979. – 216 с.
6. Амосов А.А., Дубинский Ю.А., Копченова Н.В. Вычислительные методы для инженеров: Учеб. пособие / А. А. Амосов, Ю. А. Дубинский, Н. В. Копченова. – М. : Высш. шк., 1994. – 544 с.

СТРУКТУРНАЯ ТРАНСФОРМАЦИЯ ЧИСТОЙ МЕДИ И ТИТАНА В УСЛОВИЯХ СВОБОДНОГО ИЗГБА

Аксенов Д.А.^{1,2}, Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Рааб Г.И.¹, Рааб А.Г.¹

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов - обособленное структурное подразделение Федерального государственного бюджетного научного учреждения Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, г. Уфа, Россия
aksyonovda@mail.ru

Измельчение структуры, например, методами интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяет достичь повышенных прочностных характеристик за счет формирования ультрамелких и нано структурных состояний в различных металлических материалах [1-3]. При этом, как правило, наблюдается заметное снижение пластических свойств, что ограничивает конструктивное применение и снижает технологичность таких материалов. Повышение пластических свойств в таких материалах обеспечивают, как правило, за счет создания бимодальных УМЗ структур, используя прецизионные отжиги или специальные термомеханические режимы обработки, позволяющие при некотором снижении прочности достигать более сбалансированного комплекса механических свойств [4,5].

В последнее время активно разрабатываются способы, повышающие прочность материалов с сохранением высоких показателей пластичности за счет формирования в изделиях структуры градиентного типа [6]. В представленной работе рассмотрены особенности метода свободного изгиба прутка. К преимуществам данного метода следует отнести технологичность и простоту оборудования, относительно небольшое изменение поперечного сечения заготовки в процессе обработки, отсутствие трибологических проблем, например, при непрерывном изгибе вокруг вращающихся роликов и небольшие силовые затраты. Главный вектор в представленной работе направлен на исследование НДС при изгибе и влияние типа кристаллической решетки на характер трансформации исходной структуры. В качестве материалов исследования были выбраны бескислородная медь марки М00Б (ГЦК) и промышленный технически чистый титан марки Grade 4 (ГПУ).

Изгиб проводился по маршруту А и С. Маршрут А предполагает изгиб образца на 90° и выпрямлением и последующим повторением операции изгиба. Маршрут С предполагает изгиб образца на 90° с последующим выпрямлением и изгибом в противоположном направлении (-90°) с последующим возвратом в исходное положение. В процессе эксперимента было проведено 1 и 4 цикла обработки. Деформация проводилась при комнатной температуре равной 20 °С.

С помощью компьютерного моделирования было установлено, что после обработки изгибом вне зависимости от маршрута, количества циклов и материала формируется градиентное поле накопленной деформации. Максимальные значения деформации отмечаются в поверхностных слоях заготовки, минимальные - в центральной области. Однако один цикл обработки ведет к несимметричному распределению накопленной деформации. Применение маршрутов А и С позволяет получить более симметричное распределение накопленной деформации. Данные НДС, полученные математическим моделированием, коррелируют с данными структурных исследований.

В процессе изгиба меди уже после 1 цикла формируется поверхностный измельченный слой толщиной 20-30 мкм и размером ячеек ≈ 1 мкм. С увеличением количества изгибов толщина слоя и размер ячеек не изменяются. Распределение микротвердости по сечению имеет градиентный характер, максимальное значение достигается в периферийной области и составляет 1090 ± 50 МПа.

В процессе изгиба титана в периферийных областях появляются двойники деформационного происхождения. Изменение микротвердости по сечению имеет градиентный характер. Максимальное упрочнение происходит после 4 (маршрут А и С) циклов изгиба и составляет 3380 ± 60 МПа. Двойникование титана происходит более активно при знакопеременной деформации.

При изгибе титана Grade 4 происходит локализация деформации на расстоянии $\frac{1}{4}$ диаметра образца от поверхности.

Acknowledgments. The authors are grateful for the support from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation under Grant agreement No. 14.586.21.0059 (UIN: RFMEFI58618X0059) and by the Czech Ministry of Education, Youth and Sports under the project LTARF18010.

ЛИТЕРАТУРА

1. R.Z. Valiev, A.P. Zhilyaev and T.G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. John Wiley & Sons, USA (2014), 456 p. DOI:10.1002/9781118742679.

2. F.Z. Utyashev and G.I. Raab. The model of structure refinement in metals at large deformations and factors effecting grain sizes Rev. Adv. Mater. Sci. 11 pp 137–151.

3. E. G. Astafurova, S. V. Dobatkin, E. V. Naydenkin, S. V. Shagalina, G. G. Zakharova, Yu. F. Ivanov. Nanotechnologies in Russia. 2009. v. 4. p.109–120.

4. S.V. Dobatkin, J. Gubicza, D.V. Shangina, N.R. Bochvar, N.Y. Tabachkova. Materials Letters. 2015. V.153. P. 5–9.

5. A. Morozova, R. Mishnev, A. Belyakov, R. Kaibyshev. Reviews on Advanced Materials Science. 2018. T. 54.No. 1. p. 56-92.

6. Lu, K. Science. 2014. 345(6203), p. 1455–1456. doi:10.1126/science.1255940.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ КОРРОЗИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ МЕТОДОМ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ

Данилов В.А., Мерсон Д.Л.

*НИИ прогрессивных технологий, Тольяттинский Государственный Университет,
Тольятти, Россия
VA.Danilov@yahoo.com*

Процессы коррозии необратимы и являются одной из основных причин выхода из строя различных машин, аппаратов и металлоконструкций, поэтому их необходимо обнаруживать как можно на более ранних стадиях. Для этого требуются надежные методики, позволяющие количественно оценивать степень коррозионного повреждения, и использовать эти данные для прогноза сценария дальнейшего развития процессов коррозии. Установление причин коррозионного разрушения металла изделия является важной задачей, т.к. позволяет корректно выбрать метод защиты. Поэтому часто целью коррозионных испытаний является не только определение коррозионной стойкости конкретного металла в определенных условиях, но и изучение протекания самого механизма коррозии. Причем, на сегодняшний день в большинстве случаев корректность такого анализа почти полностью зависит от опыта и навыков исследователя. Активную работу в этом направлении ведут как отечественные [1], так и зарубежные авторы [2]. В настоящее время существуют качественные и количественные методы оценки коррозионного процесса. Сущность качественных методов сводится к визуальному, макроскопическому (с помощью лупы) или микроструктурному контролю: а) состояния поверхности детали (определение степени равномерности коррозии, характера продуктов коррозии и прочности сцепления их с материалом и др.); б) состояния раствора, в котором находится испытуемый материал (появление продуктов коррозии в виде осадка, мути и др.); в) изменения цвета индикаторных растворов. Качественные методы позволяют получить лишь представление о характере и интенсивности процесса коррозии и играют вспомогательную, хотя и весьма существенную роль.

Наиболее распространенными среди методов количественной оценки коррозии являются гравиметрический (весовой) метод, заключающийся в выдержке образцов металла известных геометрических размеров в потенциально агрессивной среде в течение известного интервала времени. По убыли массы образца за это время рассчитывается средняя скорость коррозии. Объемный метод оценки скорости коррозии, позволяющий определять количество выделившегося водорода или поглощенного кислорода, т.е. вычислить объемный показатель коррозии K_v , который позволяет определять весовые потери материала. В последние годы начали активно применяться непрерывные методы контроля скорости коррозии, среди которых можно выделить методы поляризационного и электрического сопротивления. В основу метода поляризационного сопротивления положена наблюдаемая во многих случаях вблизи потенциала коррозии линейная зависимость между величиной поляризующего тока и вызываемого им изменения потенциала, однако он может быть применен только в ограниченных условиях. Метод электрического сопротивления в отличие от предыдущего может применяться в любых средах как электропроводных, так и неэлектропроводных. Другим перспективным методом является оценка скорости коррозии по снижению прочности материала за период коррозионного испытания.

Основным недостатком всех рассмотренных выше методов по оценке коррозионной повреждаемости материала является тот факт, что в результате испытаний определяются интегральные параметры (привес, потеря массы, изменение электрохимических характеристик), относящийся ко всей контактирующей с агрессивной средой поверхности образца, а в качестве дифференциального показателя коррозии (скорости коррозии) используют вычисленное отношение интегрального параметра ко времени взаимодействия образца с агрессивной средой. Таким образом, ни один из упомянутых выше способов не позволяет определить вид

коррозии (сплошная, пятнами, питтинговая и так далее), доминирующий в проводимом испытании, и, как следствие, даже не предусматривают возможности определения количественных показателей, характеризующих рельеф коррозионных повреждений (максимальная глубина и скорость проникновения питтинга, максимальный размер поперечника питтинга в устье, глубина и скорость проникновения межкристаллитной коррозии и т.д.). Кроме того, данные по оценке скорости коррозии, для одного и того же сплава, могут различаться не только между разными методами, но и при применении одного метода разными авторами[3,4].

Таким образом существует острая необходимость в более точных и эффективных методах исследования и оценки коррозионной повреждаемости, способных количественно описывать разные типы коррозии.

Для решения данной задачи перспективным выглядит использование метода конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ), уже хорошо зарекомендовавший себя при решении различных металловедческих задач. Применение указанного метода для оценки коррозионных процессов также уже начало активно разрабатываться как зарубежными, так и отечественными учеными. В работах нашего коллектива данный метод прошел успешную апробацию для количественного изучения поверхности разрушения сталей и продемонстрировал высокую эффективность. Современные приборы метода КЛСМ позволяют получать трехмерные изображения поверхности с достаточно большим диапазоном сканирования вдоль оси Z, обеспечивая при этом высокую точность размеров во всех трех направлениях и разрешающую способность порядка 100 нм в горизонтальной плоскости и ≈ 10 нм в вертикальной. В качестве источника света в КЛСМ используется лазер, следовательно, электрическая проводимость объекта не требуется, а отсутствие необходимости в вакуумной системе позволяет снизить требования к чистоте поверхности образца.

Метод КЛСМ позволяет с высочайшей точностью оценивать объем прокорродированного металла даже при очень малых его значениях, т.е. он является принципиально более чувствительным, чем гравиметрический метод, что открывает возможность по значительному снижению необходимого времени выдержки в коррозионной среде контрольных образцов, т.е. к резкому снижению времени коррозионных испытаний, а, следовательно, и общее время аттестации свойств разрабатываемых материалов.

Таким образом, можно заключить, что применение КЛСМ для решения задач по оценке коррозионного повреждения металлических материалов является весьма актуальным и перспективным направлением.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90090»

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Насакина Е. О. и др. Методы исследования коррозионной стойкости медицинского сплава нитинолс эффектом памяти формы. Коррозионная стойкость и биосовместимость //Перспективные материалы. – 2014. – №. 7. – С. 37-49.
2. Vilche J. R. et al. A survey of Argentinean atmospheric corrosion: I— Aluminium and zinc samples //Corrosion Science. – 1995. – Т. 37. – №. 6. – С. 941-961.
3. L Yang, N Hort, R Willumeit & F Feyerabend (2012) Effects of corrosion environment and proteins on magnesium corrosion, Corrosion Engineering, Science and Technology, 47:5, 335-339 .
4. Shi, Zhiming & Liu, Ming & Atrens, Andrej. (2010). Measurement of the corrosion rate of magnesium alloys using Tafel extrapolation. Corrosion Science. 52. 579-588.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СЖАТИЯ**Остропико Е.С.***Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия.**Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург,
Россия.*es-ostropiko@mail.ru

Известно, что механические и функциональные свойства материалов зависят от режима и скорости деформирования. При этом большая часть исследований влияния скорости нагружения на свойства материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) направлена на изучение механических свойств, псевдоупругости, характеристических температур, микроструктуры. Среди работ, направленных на функциональные свойства, в первую очередь, надо отметить классические работы В.А. Лихачева 1988-го [1] и 1990-го года [2], где было показано влияние скорости деформирования на эффекты однократной и обратимой памяти формы в никелиде титана. Предварительное деформирование проводилось при комнатной температуре. В статьях [3,4], представлены исследования влияния скорости сжатия на ЭПФ и ОПФ. В работах были получены предпосылки к тому, что высокоскоростное деформирование в режиме сжатия может привести к улучшению функциональных свойств, однако в испытаниях наблюдались неточности, так, например, для анализа использовались не сами эффекты однократной и обратимой памяти формы, а коэффициенты восстановления – отношения величин ЭПФ и ОПФ к остаточной и необратимой деформации соответственно. Если в целом говорить о современных исследованиях, то они преимущественно направлены на структурные исследования мартенсита и аустенита [5].

Цель этой работы – исследование ЭПФ и ОПФ после деформирования в режиме сжатия в мартенситном и аустенитном состоянии с различными скоростями.

Объектом исследования служил сплав TiNi эквиатомного состава. Образцы в форме шайб изготавливались на токарном станке из горячекатаных прутков, после чего отжигались при температуре 500°C в течение 1 часа и охлаждались с печью. Характеристические температуры: $M_s = 78^\circ\text{C}$, $M_f = 55^\circ\text{C}$, $A_s = 89^\circ\text{C}$, $A_f = 110^\circ\text{C}$. Высокоскоростное сжатие образцов проводилось с использованием метода Кольского для разрезных стержней Гопкинсона со скоростями 500, 1200, 1800 сек⁻¹, при поддержке Константинова А.Ю. (ННГУ). Температуры деформирования: 20, 130°C – позволили сравнить отклик сплава в различном фазовом состоянии. Остаточная деформация (ϵ_{res}) варьировалась в зависимости от скорости и составила 5, 10, 17% для 500, 1200, 1800 с⁻¹ соответственно. Разброс в величине ϵ_{res} объясняется спецификой метода: практически нереально подобрать исходные размеры образцов так, чтобы получить близкие ϵ_{res} при различной скорости нагружения. Для задания «базового» уровня, с которым было бы рационально сравнивать функциональные свойства, были использованы аналогичные образцы, деформированные квазистатически до соответствующих ϵ_{res} при соответствующих температурах. Квазистатическое сжатие образцов проводилось с использованием универсальной машины для механических испытаний INSTRON. После задания предварительной деформации образцы термоциклировали в термомеханическом анализаторе Netzsch TMA 402 F1 Hyperion и измеряли величины полученных эффектов однократной и обратимой памяти формы.

После деформирования в мартенсите, при 20°C, при первом нагреве наблюдается ЭПФ, при втором нагреве ОПФ мартенситного типа [6]. На диаграмме (рис.1.а.) представлена зависимость отношения величины ЭПФ после

высокоскоростного деформирования (SME_{din}) к величине ЭПФ после квазистатического деформирования (SME_{stat})

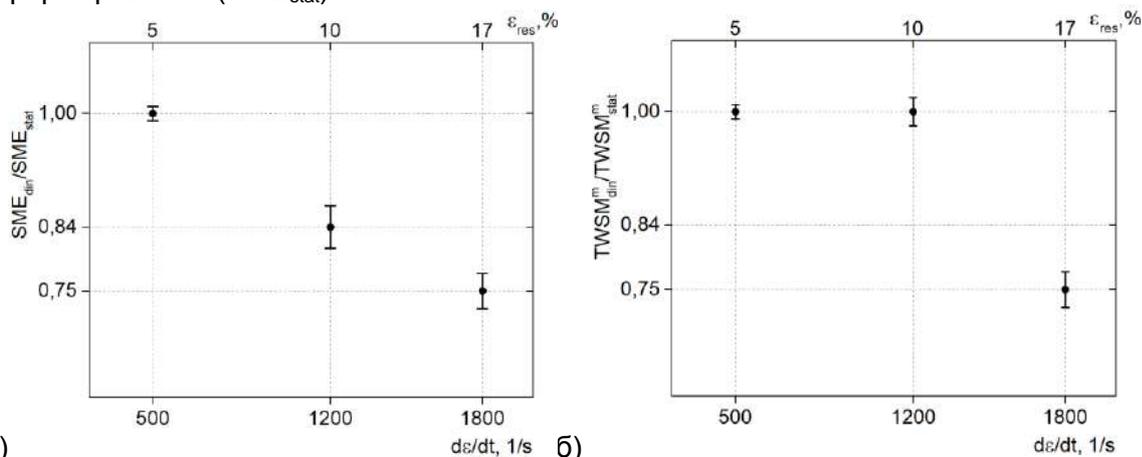


Рисунок 1 - а) Зависимость $SME_{din}^m / SME_{stat}^m$ к скорости деформирования при 20°C
 б) Зависимость $TWSM_{din}^m / TWSM_{stat}^m$ к скорости деформирования при 20°C.

Из диаграммы (рис.1.а.) видно, что с увеличением скорости деформирования при комнатной температуре величина ЭПФ уменьшается по отношению к величине ЭПФ после квазистатического деформирования. Таким образом, увеличение скорости деформирования при комнатной температуре не приводит к росту ЭПФ. На диаграмме (рис.1.б) видно, что подобным образом ведет себя ОПФ мартенситного типа. На диаграмме показана зависимость отношения величины ОПФ после высокоскоростного деформирования ($TWSM_{din}^m$) к величине ОПФ после квазистатического деформирования ($TWSM_{stat}^m$). Увеличение скорости деформирования при комнатной температуре не привело к росту обратимой памяти формы мартенситного типа.

После деформирования при 130°C, в фазе аустенита, картина чуть сложнее. После квазистатического нагружения при первом нагреве наблюдается реверсивная память формы: часть деформированного наведенного мартенсита формирует эффект памяти формы, а деформированный аустенит приводит к памяти формы аустенитного типа. При втором нагреве наблюдается обратимая память формы аустенитного типа. (рис.2а).

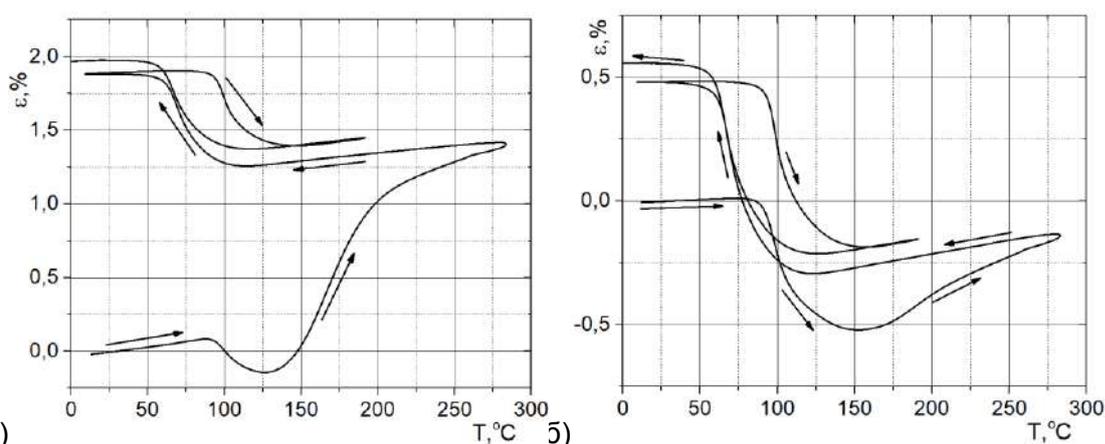


Рисунок 2 - Реверсивная память формы при первом нагреве. Обратимая память формы аустенитного типа при втором нагреве.

а) После квазистатического деформирования при 130°C. ϵ_{res} – 10%
 б) После динамического деформирования при 130°C со скоростью 1200с⁻¹. ϵ_{res} – 10%

С ростом скорости деформирования при первом нагреве реверсивность проявляется все слабее: по всей видимости, процесс наведения мартенсита чувствителен к скорости нагружения и при ее увеличении мартенсит не успевает в достаточной мере накопиться и проявить свои свойства в виде эффекта памяти

формы при первом нагреве. Последующий нагрев демонстрирует обратимый эффект памяти формы аустенитного типа (рис.2б).

Увеличение скорости нагружения приводит к росту эффекта обратимой памяти формы аустенитного типа. Это показано зависимостью отношения величины ОПФ аустенитного типа после высокоскоростного деформирования ($TWSM_{din}^a$) к величине ОПФ аустенитного типа после квазистатического деформирования ($TWSM_{stat}^a$) на рис.3.

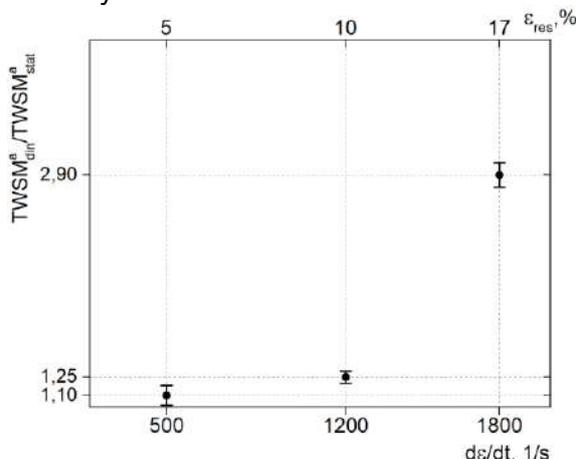


Рисунок 3 - Зависимость отношения величины ОПФ аустенитного типа после высокоскоростного деформирования ($TWSM_{din}^a$) к величине ОПФ аустенитного типа после квазистатического деформирования ($TWSM_{stat}^a$) при втором нагреве. Температура деформирования $130^{\circ}C$

Резюмируя можно сказать, что улучшить ЭПФ и ОПФ мартенситного типа за счет увеличения скорости деформирования при комнатной температуре не удалось. Однако, увеличение скорости нагружения при $130^{\circ}C$ положительно сказывается на ОПФ аустенитного типа. При больших остаточных деформациях после высокоскоростного нагружения ОПФ аустенитного типа в несколько раз превышает ОПФ аустенитного типа после квазистатического нагружения.

Исследования проведены с использованием оборудования ресурсных центров «Прикладная аэродинамика», «Исследование экстремальных состояний материалов и конструкций», «Термогравиметрические и калориметрические методы исследования» Научного парка СПбГУ.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-00131).

ЛИТЕРАТУРА

1. В.А. Лихачев, С.Р. Шиманский. Влияние скорости деформирования на обратимую память формы никелида титана // Пробл. прочности. 1988. № 2. С. 65-68.
2. В.А. Лихачев, Ю.И. Патрикеев. Эффект памяти формы в никелиде титана после статического и ударного деформирования // Механика прочности материалов с новыми функциональными свойствами. Рубежное, 1990. С. 128-129.
3. S.P. Belyaev, N.F. Morozov, A.I. Razov, A.E. Volkov, L. Wang, S. Shi, S. Gan, J. Chen, X. Dong. Shape Memory Effect in Titanium-Nickel after Preliminary Dynamic Deformation // Materials Science Forum. 2002. V. 394-395. P. 337-340.
4. Остропико Е.С., Разов А.И. Функциональные свойства эквиатомного сплава TiNi после высокоскоростного деформирования сжатием при различных температурах// Приложение к журналу. Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2018. Т. 23. № 123. С. 488-491.
5. S.-Y. Jiang, Y.-Q. Zhang. Microstructure evolution and deformation behavior of as-cast NiTi shape memory alloy under compression// Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2012. V. 22. P. 90-96.
6. В.Н. Хачин, В.Э. Гюнтер, Д.Б. Чернов. Два эффекта обратимого изменения формы в никелиде титана // ФММ. 1976. Т.42, Вып. 3. С. 658-661.

ДЕФОРМИРОВАНИЕ СПЛАВА TiNi ИМПУЛЬСОМ МАГНИТНОГО ДАВЛЕНИЯ

Кривошеев С.И.¹, Магазинов С.Г.¹, Остропико Е.С.^{1,2}

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия.

²Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия.
es-ostropiko@mail.ru

Использование методики магнитно-импульсного нагружения для изучения функциональных и механических свойств материалов позволяет достигать высоких скоростей деформирования под импульсной нагрузкой в микросекундном диапазоне длительности [1,2]. Эта работа демонстрирует попытку применения методики магнитно-импульсного нагружения к образцам из сплава TiNi.

Схема испытания образцов представляет из себя генератор импульсных токов, который при разряде конденсаторов создаёт импульс электрического тока, протекающий по магнитноимпульсным драйверам. Драйвер представляет собой плоскую медную шину толщиной 0,3 мм, шириной порядка 4 мм, расположенную в разрезе образца (рис.1). Импульс электрического тока, протекающий в медном драйвере, сопровождается магнитным полем, которое формирует магнитное давление. Оценить магнитное давление, возникающее в драйвере можно по выражению:

$$P_{mag} = k \frac{\mu(I)^2}{2}, \quad (1)$$

где μ – магнитная проницаемость, I – ток, протекающий по шинам (определяется осциллографом через пояс Роговского), b – ширина драйвера, k – геометрический фактор. Если ширина драйвера (b) существенно больше расстояния между (h): $b \gg h$, то $k=1$, в других случаях $k < 1$ и определяется исходя из экспериментов и численного расчёта.

В симметрично расположенных драйверах формируются импульсы магнитного давления P_{mag} , которые прикладываются к берегам разрезов по обе стороны от рабочей части образца и создают в ней механическое напряжение.

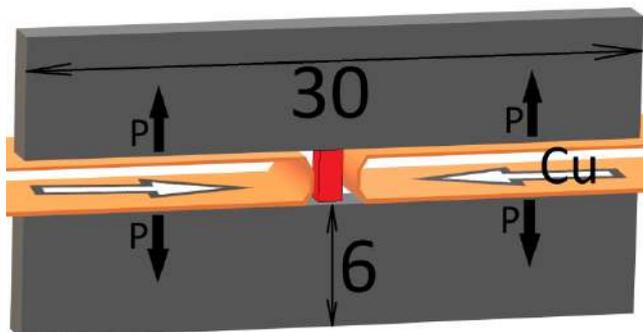


Рисунок 1 - Схематичное изображение образца из сплава TiNi с расположенными в нем магнитноимпульсными медными драйверами. По драйверам протекают импульсы тока, формируются импульсы магнитного давления, которые прикладываются к берегам разрезов по обе стороны от рабочей части образца (выделена цветом).

Как видно из уравнения (1), изменяя силу тока (заряд конденсаторов генератора токов) и ширину драйверов можно варьировать величину магнитного давления и получать различные величины деформации в рабочей части образца, сохраняя при этом форму импульса.

Во время отработки метода были испробованы различные форм-факторы, но в них не удавалось достичь достаточной деформации. При одном и том же импульсе тока остаточная деформация, как правило, составляла порядка 5-7%, не говоря о том, что не удавалось достичь разрушения материала. Форма образцов, в которых удалось накопить существенную остаточную деформацию и даже дойти до разрушения представлена на рис.1. Образцы были вырезаны на электроэрозионном станке из пластины толщиной 2 мм. Рабочая часть в малом сечении представляет собой квадрат со стороной 1 мм, высота рабочей части и разреза - 2,5 мм. Образцы отжигали при 500°C в течение 1 часа и охлаждали в печи. Характеристические температуры после термообработки были определены с помощью калориметрии: $M_s = 44^\circ\text{C}$, $M_f = 32^\circ\text{C}$, $A_s = 61^\circ\text{C}$, $A_f = 75^\circ\text{C}$.

После деформирования образцы термоциклировали через интервалы обратного и прямого мартенситного превращения и измеряли величину эффектов памяти формы. Осциллограмма импульса тока нагружения показана на рис.2.

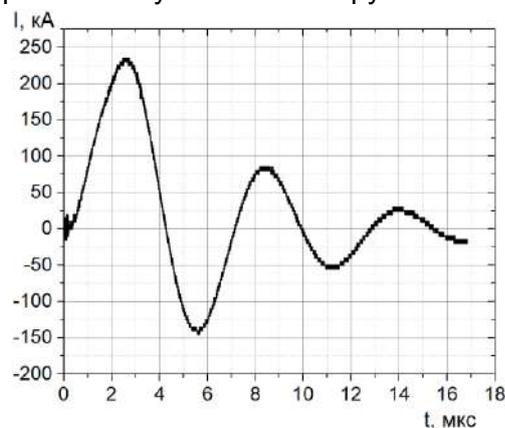


Рисунок 2 - Осциллограмма импульса тока.

Из осциллограммы видно, что длительность импульса нагружения составляет порядка 4 мкс. С учетом того, что проходящий ток разделяется на два магнитноимпульсных драйвера, можно оценить предельную величину магнитного давления в одном драйвере. По формуле (1), приняв $k=0.5$ получаем $P_{\text{mag}} \approx 270$ МПа.

Начальные размеры образца, остаточную деформацию после нагружения, изменения деформации во время нагрева фиксировали с помощью микроскопа (рис.3).

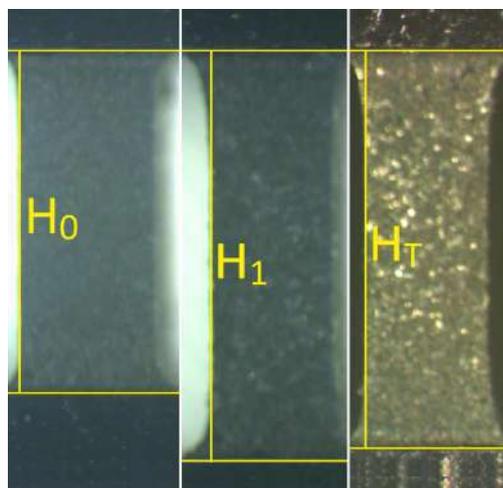


Рисунок 3- Изображения рабочей части до деформирования(H_0); после деформирования(H_1); во время нагрева, при 120°C(H_t)

Остаточная деформация в образце составила порядка $19,5 \pm 0,2\%$. При нагреве наблюдалась реализация эффекта памяти формы. Величина формовосстановления составила порядка $3,6 \pm 0,2\%$.

Чтобы оценить влияние скорости нагружения на функциональные свойства, было проведено квазистатическое деформирование аналогичного образца до соответствующей остаточной деформации. Квазистатически деформированный до 20% остаточной деформации образец при нагреве показал возврат $4,1 \pm 0,2\%$ деформации.

Таким образом, к никелиду титана была применена методика магнитно-импульсного нагружения. Найден форм-фактор, который в режиме растяжения позволяет достичь существенных остаточных деформаций и даже разрушения (деформация разрушения составила порядка 45%). В образцах после деформирования получен эффект памяти формы, но по сравнению с эффектом памяти формы после квазистатического деформирования, он проигрывает.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-32-60035.

ЛИТЕРАТУРА

1. S.I. Krivosheev, N.V. Korovkin, V.K. Slastenko, S.G. Magazinov. Destruction of brittle materials by microsecond pressure pulses at their formation by magnetic pulse method// International Journal of Mechanics.2015.Vol. 9.Pp. 293-299.
2. S. Krivosheev, S. Magazinov, D. Alekseev, High-Speed Deformation Of Copper Samples With The Use Of Magnetic Pulse Method// MATEC Web of Conf. 2018. V.145, 05006

**МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СТРУКТУРАХ НИКЕЛЬ – КВАРЦ – НИКЕЛЬ,
НИКЕЛЬ – ЦТС – НИКЕЛЬ**¹Лалетин В.М., ¹Поддубная Н.Н., ²Филиппов Д.А.¹Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси,
Витебск, Беларусьe-mail: laletin57@rambler.ru²Новгородский государственный университет, Великий Новгород, Россия,

Магнитострикционно-пьезоэлектрические структуры привлекают к себе внимание большой величиной магнитоэлектрического (МЭ) эффекта при комнатной температуре, что позволяет рассматривать их как перспективные материалы для создания различных устройств [1]. Механизмом возникновения МЭ эффекта в таких структурах является механическое взаимодействие магнитострикционной и пьезоэлектрической компонент. Согласно теории, представленной в работе [2], величина МЭ коэффициента пропорциональна произведению пьезомагнитного коэффициента q на пьезоэлектрический коэффициент d , и обратно пропорциональна значению диэлектрической проницаемости ε пьезоэлектрика. Поэтому для получения максимального значения МЭ коэффициента в качестве пьезоэлектрической фазы предпочтительны материалы с наибольшим отношением пьезоэлектрического коэффициента к диэлектрической проницаемости.

Несмотря на значительную величину пьезомодуля $\sim 100\div 600$ пКл/Н, пьезокерамике на основе ЦТС одновременно соответствуют большие значения диэлектрической проницаемости $\sim 1000\div 5000$, вследствие чего отношение пьезомодуля к диэлектрической проницаемости для нее $\sim 0,008\div 0,026$ м²/Кл. Для кварца с небольшими значениями пьезомодуля $2,3$ пКл/Н и диэлектрической проницаемостью $4,5$ это отношение равно $0,058$ м²/Кл, т.е. в $2\div 7$ раз больше. Параметры кварца характеризуются высокой температурной стабильностью. Поэтому можно предположить, что МЭ материалы на основе кварца будут иметь высокие значения МЭ коэффициента в сочетании с низким температурным коэффициентом.

Целью настоящей работы являлось исследование полевых зависимостей линейного и нелинейного МЭ эффекта структур никель – ЦТС – никель (Ni-PZT-Ni), никель – кварц – никель (Ni-Q-Ni) в интервале температур от 20 до 100°С.

В качестве пьезоэлектрика для изготовления структур использовались пластины кварца (Х-срез) и пьезокерамики APC850 в форме параллелепипеда размером $20\times 4,5\times 0,5$ мм. С обеих сторон пьезоэлектрика были приклеены магнитострикционные пластины из никеля размером $20\times 4,5\times 0,25$ мм. Толщина клея не превышала 0,05 мм. МЭ эффект исследовался методом регистрации переменного напряжения на образце, помещенном в постоянное подмагничивающее поле напряженностью H_{bias} , и переменное магнитное поле H , направленные вдоль длинной стороны образца.

На рисунке 1 приведены полевые зависимости линейного (а) и нелинейного (б) МЭ коэффициента для структур Ni-Q-Ni (1) и Ni-PZT-Ni (2). Для структур Ni-Q-Ni максимальное значение линейного МЭ коэффициента составляет 2,03 В/А, величина нелинейного МЭ коэффициента в режиме насыщения достигает 38,3 В/мм. Сравнение приведенных результатов с данными, полученными для структур Ni-PZT-Ni, свидетельствует о явном преимуществе материалов на основе кварца. Отношение значений МЭ коэффициентов для структур Ni-Q-Ni к Ni-PZT-Ni равно 3,8 для линейного эффекта и 3,6 в случае нелинейного эффекта. Теоретическая оценка указанного соотношения для этих структур ~ 5 .

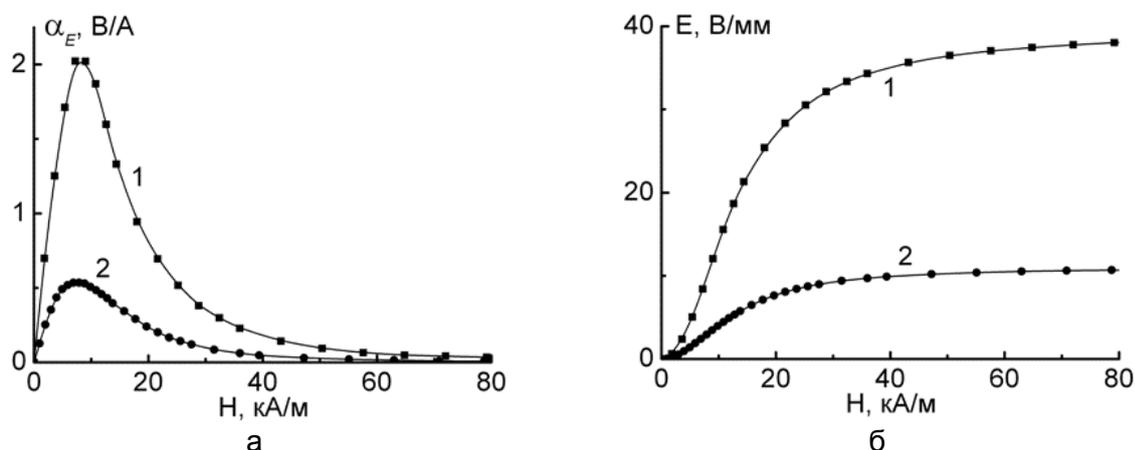


Рисунок 1 – Полевая зависимость линейного (а) и нелинейного (б) МЭ коэффициента для структур Ni-Q-Ni (1) и Ni-PZT-Ni (2)

Результаты исследований влияния температуры на линейный и нелинейный МЭ коэффициенты представлены на рисунке 2. Значения коэффициентов выражены в относительных единицах. При нагревание от 0 до 100°C пьезоэлектрические характеристики кварца и магнитные свойства объемного никеля практически неизменны, и значения МЭ коэффициентов в заданном интервале температур не меняются (кривая 1). В структурах Ni-PZT-Ni (кривая 2) увеличение температуры сопровождается ростом диэлектрической проницаемости пьезокерамики, и МЭ сигнал уменьшается. Из полученных данных следует, что температурные изменения линейного и нелинейного МЭ коэффициентов совпадают.

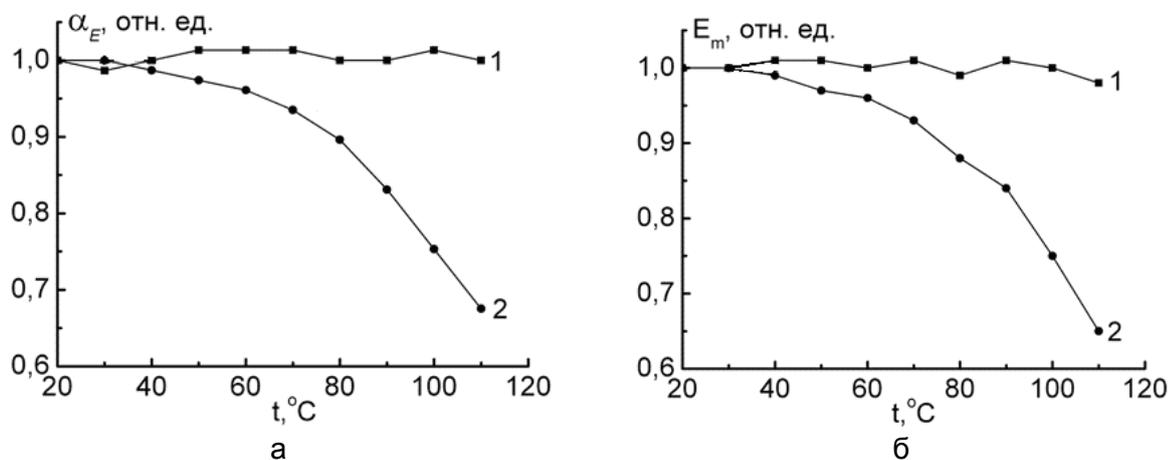


Рисунок 2 – Температурная зависимость относительного изменения линейного (а) и нелинейного (б) МЭ коэффициента для структур Ni-Q-Ni (1) и Ni-PZT-Ni (2)

Использование кварца в мультиферроиках, по сравнению с ЦТС, позволяет в ~ 4 раза повысить МЭ коэффициент и улучшить его температурную стабильность.

Работа выполнена при поддержке гранта совместного конкурса РФФИ – БРФФИ: Российский проект № 18-52-00021и Белорусский проект № Ф18Р-300.

ЛИТЕРАТУРА

1. Звездин А.К., Пятаков А.П. // УФН. -2012. - Т. 182,. № 6. - С. 593-620.
2. Д.А. Филиппов, В.М. Лалетин, Т.А. Galichyan // ФТТ. - 2013. - Т. 55, В.9. - С. 1728 – 1733.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ В ПРОВОЛОКЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Царенко Ю.В., Рубаник В.В., Лабецкий В.С.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г.Витебск, Беларусь
labpt@vitebsk.by

В настоящее время ультрамелкозернистую структуру в материалах в основном получают методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Разработаны ряд способов ИПД: многократная прокатка, равноканальное угловое прессование (РКУП), кручение под высоким давлением (КВД), а также опробовано множество модификаций данных методов. Исследование структуры в процессе ИПД показало, что для многих материалов, как чистых, так и многокомпонентных, пластическая деформация является эффективным методом формирования УМЗ структуры. Однако, вышеотмеченные способы ИПД невозможно использовать при изготовлении протяженных изделий. При этом необходимо отметить, что несмотря на большое количество работ, посвященных изучению эволюции микроструктуры и свойств металлов и сплавов при деформации высокими степенями ИПД, очень малое количество исследований посвящено изучению материалов, деформированных комбинацией методов ИПД. Кроме того, в литературе слабо освещены модели, объясняющие наблюдаемые эффекты при таких способах обработки. РКУП заключается в деформации заготовок сдвигом в зоне пересечения каналов равного сечения. Заготовка неоднократно прессуется в специальной оснастке через два канала с одинаковыми поперечными сечениями, пересекающимися обычно под углом от 90 до 120°. Метод РКУП позволяет получить УМЗ-структуру с размером зерна около 200 нм в массивных образцах диаметром от 10 до 60 мм и длиной от 100 до 350 мм [1]. Недостаток РКУП заключается в том, что с его помощью невозможно обрабатывать протяженные материалы, например, проволоку, ленту и т.п. Попыткой решить эту проблему является непрерывный способ равноканальной угловой свободной протяжки, позволяющий формировать ультрамелкозернистую структуру для достижения комплекса высоких механических свойств сталемедной проволоки [2].

Целью проекта является разработка комбинированных методов деформационного измельчения структуры в протяженных материалах с использованием ультразвуковых колебаний, установление закономерностей изменения микроструктуры, механических свойств и термической стабильности протяженных ультрамелкозернистых материалов при воздействии ультразвуковой обработки.

Нами предложен комбинированный способ интенсивной пластической деформации проволоки с наложением ультразвуковых колебаний, включающий РКУ протягивания проволоки, которая осуществлялась с помощью трех неподвижных волок равного диаметра.

Суть метода РКУ протяжки заключается в многократном протягивании проволоки через волоку специального профиля, что вызывает одноосное растяжение и изгиб проволоки одновременно в двух очагах деформации. Способ реализуется при неполном заполнении инструмента проволокой, которая в процессе обработки сохраняет неизменной площадь поперечного сечения.

За счет использования ультразвуковых колебаний при РКУ протягивании [3], наблюдается снижение силы трения в очаге деформации (рисунок 1). В пересекающиеся каналы отверстий 3, выполненных в волноводе, помещают проволоку 4 и, включая питание ультразвукового преобразователя 1, возбуждают в концентраторе 2 ультразвуковые колебания. При деформации проволока 4 изменяет направление течения два раза и извлекается из инструмента 3 тянущим барабаном.

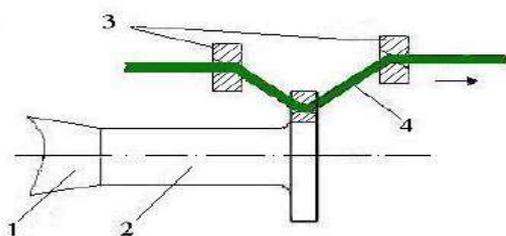


Рисунок 1 - Устройство РКУ протягивания проволоки с наложением ультразвука

При изменении направления течения осуществляется сдвиговая деформация и происходит упрочнение проволоки 4. Наложение ультразвуковых колебаний на инструмент 3 позволяет снизить силы трения, приводит к изменению условий течения металла и облегчению пластического деформирования проволоки 4. Процесс деформации проволоки с использованием предлагаемого устройства повторяют несколько раз до достижения необходимого уровня механических свойств.

Процесс деформации проволоки с использованием предлагаемого устройства повторяли до 10 раз до достижения необходимого уровня механических свойств проволоки. Источником ультразвуковых колебаний служил магнитострикционный преобразователь ПМС15А-18, питаемый генератором УЗГ2-4М.

После ультразвуковой обработки материалов были проведены испытания механических свойств (предел прочности, относительное удлинение, микротвердость), а также термостабильности механических свойств. Зависимость микротвердости деформированного при разных условиях деформирования никеля от температуры отжига представлена на рисунке 2.

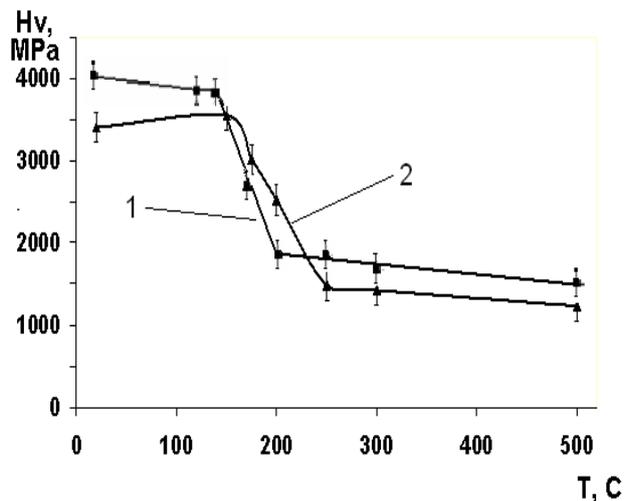


Рисунок 2 - Зависимость микротвердости деформированной проволоки никеля от температуры нагрева: 1 - без УЗК; 2 - с УЗК

Сначала изменение значений микротвердости образцов никелевой проволоки происходит медленно с ростом температуры, а затем скачком падает до определенного значения. Этот скачок происходит в интервале температур 150-200 °С, а далее снова наблюдается монотонное снижение. Таким образом, можно сказать, что никель, подвергнутый интенсивной пластической деформации, является термически стабильным до температуры 150°С, а затем его свойства резко изменяются.

Показано, что оптимальная амплитуда ультразвуковых колебаний в зоне обработки протягиваемой проволоки составляет 10 - 14 мкм. Для достижения максимального предела прочности и сохранения высокого уровня пластических свойств никелевой проволоки достаточно РКУ деформации за 4-5 проходов [3].

Результаты механических испытаний образцов проволоки никеля и нержавеющей стали 12Х18Н10Т в состояниях после РКУ протягивания (10 циклов) с различными амплитудами ультразвуковых смещений на инструменте представлены в таблице 1.

Таблица 1 - Механические свойства образцов никеля НП2 и нержавеющей стали 12Х18Н10Т после различных режимов РКУ протягивания с УЗК

Материал	Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
НП2	без УЗК	455	560	8,0
НП2	УЗК (5 мкм)	450	540	8,5
НП2	УЗК (10 мкм)	440	530	9,5
НП2	УЗК (20 мкм)	420	550	8,9
12Х18Н10Т	отожженный	300	610	55
12Х18Н10Т	без УЗК	980	1100	8
12Х18Н10Т	УЗК (5 мкм)	930	1020	9
12Х18Н10Т	УЗК (10 мкм)	940	1010	11
12Х18Н10Т	УЗК (20 мкм)	920	1050	9

Из таблицы 1 видно, что с увеличением амплитуды смещений наблюдается некоторое снижение предела прочности проволоки НП2 и 12Х18Н10Т, а также рост величины относительного удлинения. После волочения с суммарным обжатием 80 % проволока 12Х18Н10Т имела следующие механические свойства: $\sigma_b = 1500$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1350$ МПа, $\delta = 2,5$ %.

Увеличение плотности дислокаций под действием УЗО способствует некоторому росту предела текучести, и в то же время снижению пластичности исследуемых материалов. Несмотря на высокую плотность дислокаций, можно сказать, что образовавшиеся источники и испущенные ими дислокации имеют более равновесные конфигурации по сравнению с неозвученным состоянием. Это подтверждается повышением термостабильности проволочных образцов никеля под действием УЗО, что согласуется с результатами исследований, полученными нами ранее.

Установлено повышение прочностных свойств образцов проволоки после ультразвуковой обработки при сохранении высоких пластических свойств. Опробована технологическая схема получения ультрамелкозернистой проволоки с использованием ультразвуковой обработки при равноканальном угловом протягивании.

Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ (проект Т19-067).

ЛИТЕРАТУРА

1. Валиев, Р.З. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства / Р.З.Валиев, И.В.Александров. – М., 2007. – 397 с.
2. Исследование особенностей структурообразования в процессе интенсивной пластической деформации углеродистых конструкционных сталей / М. В. Чукин [и др.] // Черные металлы. – 2011. – № 7/8. – С. 25–28.
3. Рубаник, В.В. Влияние ультразвука на физико-механические свойства проволоки при равноканальном угловом протягивании / В.В.Рубаник, Ю.В.Царенко // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. – 2020. – Т. 64, № 1. – С. 94–102.

ФИЗИКО–МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА TiNi

Хлопков Е.А.¹, Бурховецкий В.В.², Курушкин Д.В.¹, Остропики Е.С.³,
Чернявская Н.В.², Шкуратов Б.Е.², Вьюненко Ю.Н.⁴

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

²Донецкий физико-технический университет им. А.А. Галкина, Донецк,

³Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

⁴ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Санкт-Петербург, Россия
hlopkovelisey@mail.ru

Возможности расширения функциональности кольцевых приводов из никелида титана показаны в работе [1]. Способность совершения работы силовым элементом в режиме обратимой памяти формы стала осуществимой путем создания сварного кольца из проволоки сплава TiNi. При этом авторам удалось добиться высокой прочности на разрыв сварных соединений, составляющей 60 % от исходного материала. Однако, дальнейшие исследования деформационно-силовых параметров сварных колец показали возможность снижения разрушающей нагрузки соединения в условиях циклических термомеханических воздействий [2]. В связи с этим провели исследования влияния режимов сварки на предельные нагрузки сопротивления разрыву. Проанализировали зоны аустенитного, гетерофазного и мартенситного состояния материала в области сварки путем численного моделирования [3]. В данной работе продолжено изучение влияния сварки на структуру и физические свойства никелида титана. Исследовали продольную поверхность соединения проволоки методами сканирующей электронной микроскопии. Проведены сравнительные калориметрические испытания образцов из зоны термического воздействия и исходного материала.

Сварные образцы изготавливались из проволоки сплава Ti–55,42вес.%Ni диаметром 2 мм. Соединение, сварка которого проводилась в атмосфере Ar, получено с использованием источника Сварог TIG 315 PAC/DC, где постоянный электрический ток – 10 А, напряжение – 12 В. Для сварки конструкций в гелиевой среде применялся источник EWMForceTig 552 с характеристиками: постоянный электрический ток – 45 А, напряжение – 18,5 В. Отжиг осуществляли при температуре 500°С в течение 30 мин с охлаждением в печи. Изучение прочностных свойств полученных образцов проводили на универсальной разрывной машине Instron 5985.

На рис. 1 показаны зависимости деформации ϵ от значений прикладываемой нагрузки σ . Кривая 1 показывает деформационную характеристику исходного материала. Максимальное напряжение сопротивления разрыву оказалось равным 1073 МПа, а разрушение произошло при достижении ϵ величины ~ 21 %. Кривая 2 показывает прочностные свойства образца, сваренного в атмосфере аргона. При нагружении от 0 до 445 МПа параметры деформирования сварной конструкции практически идентичны аналогичной характеристике исходного материала. Превышение указанной нагрузки приводит к разрушению образца в зоне термического влияния (ЗТВ) сварного шва. При этом деформация ϵ была равной ~ 8 %.

Прочностные свойства у образца, сваренного в атмосфере He (3, рис. 1), оказались выше на ~ 150 МПа. А предельная деформация не изменилась. Однако прочность сварного соединения, изготовленного в гелиевой атмосфере, значительно снижается после 30 теплосмен с переводом материала из мартенситной фазы в аустенитную и обратно. В результате термоциклирования способность сопротивления разрыву упала до 470 МПа, а максимальное значение ϵ до ~ 6,8 % (4, рис. 1). Эти результаты коррелируют с данными работы [2].

Зависимость напряжений σ и деформаций при растяжении образца, сварку которого осуществляли в гелиевой атмосфере и без последующего отжига, приведена на рис. 1, кривая 5. Во время разрушения образец накопил минимальную для всей

серии экспериментов деформацию $\sim 6,3\%$. А, напряженное состояние характеризовалось величиной $\sigma \sim 470$ МПа. Приведенные результаты показывают положительное влияние отжига на прочность сварных конструкций.

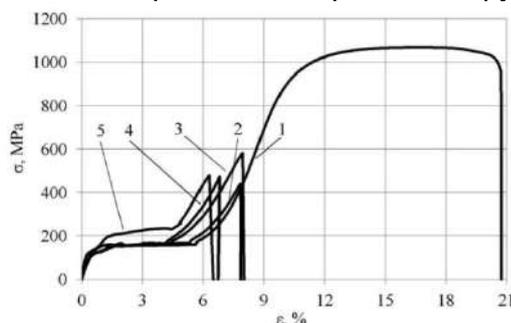
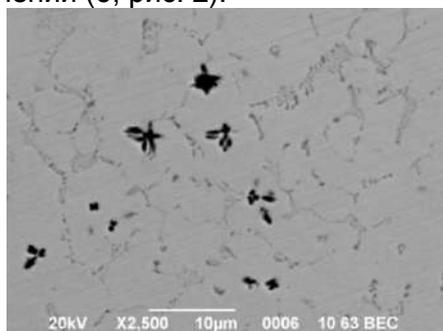


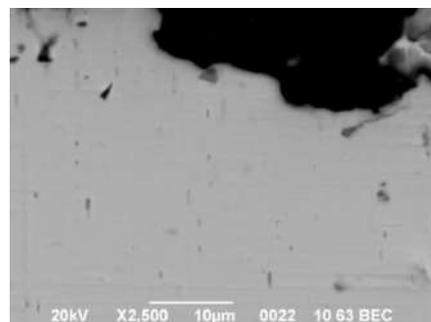
Рисунок 1 – Прочностные свойства проволочных образцов Ti–55,42вес.% Ni: 1 – исходного, 2–5 – образцов, сваренных в атмосфере Ar (2), He (3), He + 30 термоциклов (4), He (5); 1–4 – с отжигом ($T = 500^{\circ}\text{C}$), 5 – без отжига

Исследование продольной поверхности сварного соединения и его окрестностей провели на сканирующем электронном микроскопе *JSM-6490LV*. Для определения химического состава в локальном объеме использовали микрорентгеноспектральный анализ с помощью энергодисперсионной приставки *INCAPentaFETx3*.

На рис. 2 а показан участок сплава, находящийся непосредственно у поверхности разрушения сварного стыка. В этой области зафиксированы элементы структуры особой геометрии, которые не характерны для исходного материала (б, рис. 2). Анализ химического состава показал наличие в данных образованиях композиции соединений таких, как эквиатомный TiNi и Ti_2Ni и, возможно, чистого Ti . В исходном образце подобные состояния сплава представлены в виде точечных включений (б, рис. 2).



а



б

Рисунок 2 – Зона разрушения никелида титана, сваренного в среде Ar (а), исходного (б)

Разрушение сварных изделий (2-5, рис. 1) произошло в ЗТВ. В связи с этим провели исследование таких областей на образце, не прошедшем испытаний, связанных с пластическим деформированием конструкции (а, рис. 3). Были обнаружены несплошности структуры в виде трещин глубиной до 0,02 мм. При этом в зоне их зарождения и в приповерхностном слое заметны участки с преобладанием в химическом соединении Ni, его процентное соотношение может содержать до 63 %. В результате деформации металла дефекты развиваются, а их длина на момент разрушения достигает 0,2 мм (б, рис. 3).

Если в исходном сплаве заметные вариации химического состава обнаружены в зоне разрушения, то в материале зоны сварки они присутствуют во всем объеме. Возможное соотношение Ti и Ni представлено в таблице 1. Существенным моментом в сравнении калориметрических данных является небольшое различие в значениях скрытой теплоты превращения исходного материала и сварного, полученного в гелиевой атмосфере (рис. 4, 1 и 3). Материал зоны сварки в атмосфере аргона (рис.4, 2) затрачивает на мартенситное превращение почти в 3 раза меньше тепловой

энергии. Этот факт и наличие нескольких пиков на калориметрической кривой материала гелиевой сварки указывают на возможность существенного различия состояния материала, полученного в разных атмосферах.

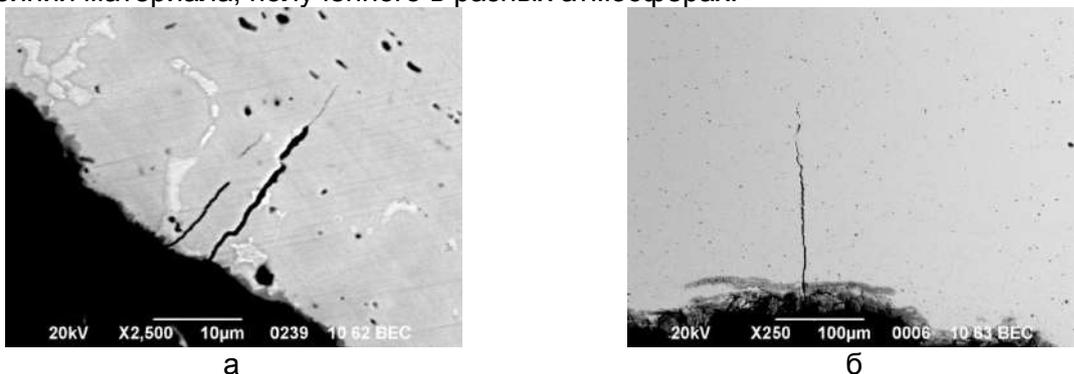


Рисунок 3 – Зона термического влияния никелида титана, сваренного в атмосфере He (а), Ar(б) при испытаниях: а – до разрушения, б – после разрушения

Таблица 1 - Химический состав соединений TiNi в зоне сварки

	Сварка в атмосфера Ar					Сварка в атмосфера He		
Ti	90,94	79,45	69,47	58,30	49,80	82,40	66,39	50,02
Ni	9,06	20,55	30,53	41,70	50,20	17,60	33,61	49,98

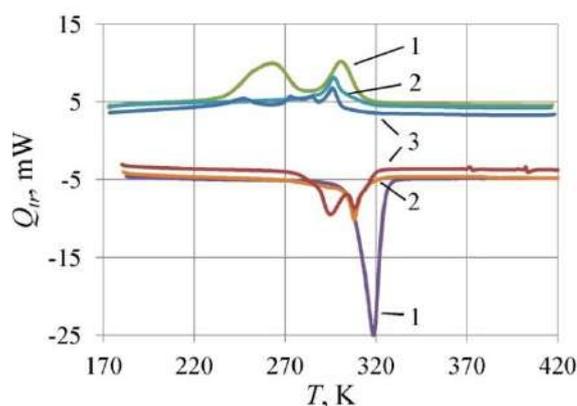


Рисунок 4 – Калориметрические данные исходного материала Ti–55,42вес.% Ni (1), образцов из зоны сварки, проведенной в среде: 2 – Ar, 3 –He

Наличие больших градиентов химического состава, по-видимому, способствует возникновению микротрещин в ЗТВ сварного соединения. Можно предположить, эти несплошности поверхности обуславливают снижение прочности сварных конструкций из никелида титана.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90285.

Авторы выражают благодарность д.ф.-м.н. Наталье Николаевне Ресниной за помощь в проведении калориметрических исследований.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вьюненко Ю.Н., Белоусов Н.Н. Обратимая память формы в кольцевых конструкциях // В сб.: 60 Междунар. науч. конф. "Актуальные проблемы прочности" – Витебск: УО "ВГТУ", 2018. – С. 482-484.

2. Хлопков Е.А., Макарова Т.А., Белоусов Н.Н. Влияние температурного фактора на обратимую память формы в кольцевых силовых элементах из никелида титана // В сб. матер. Междунар. симпозиума: Перспективные материалы и технологии. – Витебск: УО "ВГТУ", 2019. – С. 555-557.

3. Хлопков Е.А., Ханаев В.М., Курушкин Д.В., Остропико Е.С., Вьюненко Ю.Н. Прочностные характеристики сварных проволочных образцов из сплава Ti-55.42 wt% Ni // ФТВД. – 2019. – Т. 29. № 4. – С. 5-10.

ЭВОЛЮЦИЯ ОБРАТИМОСТИ ФОРМЫ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ

Курицын А.М.¹, Янченко М.В.², Дмитриевский А.А.³, Хлопков Е.А.⁴,
Вьюненко Ю.Н.²

¹АО "АТОМПРОЕКТ", Санкт-Петербург, Россия

²ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Санкт-Петербург, Россия

³Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

⁴Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия
6840817@mail.ru

Применение кольцевых силовых пучковых элементов (КСПЭ) в малогабаритных прессах конструкции ШеР показало возможность эффективного использования эффекта памяти формы (ЭПФ) в решении технологических задач [1]. Продолжение исследований деформационно-силовых свойств овальных силовых элементов продемонстрировало принципиальную возможность эксплуатации КСПЭ в режиме обратимой памяти формы (ОПФ) [2]. Однако вопрос о стабильности параметров формоизменения многовитковых конструкций силовых элементов при многократном термоциклировании оставался открытым.

Исследования обратимого формоизменения проводили на образцах, изготовленных из проволок трех диаметров никелида титана с содержанием никеля 55,15вес.%. Силовой элемент из проволоки диаметром 2,5 мм состоял из 4 витков. Из проволоки диаметром 2 мм и 1 мм конструкции насчитывали 6 и 12 витков, соответственно. Начальная форма всех КСПЭ была круговой с внутренним диаметром ~ 60 мм (рис. 1, 1). Термоциклируя "металлические мышцы" под силовым воздействием от 50 Н до 350 Н с переводом материала конструкций из мартенсита в аустенит и обратно, была получена форма КСПЭ, представленная на рис. 1 позициями 2. Обратило на себя внимание различие форм силовых элементов. В отличие от двенадцативитковой конструкции на контурах двух других появились участки вогнутости (рис. 1, 2а и 2б).

В результате первого нагрева металлических мышц формоизменение конструкций было обусловлено эффектом памяти формы. На рис. 2 приведены графики изменения положения контрольных точек. Максимальное смещение Δ отмечено у конструкции, изготовленной из проволоки диаметром 2 мм. Параметр формоизменения Δ в 1-м термоцикле определяли следующим образом $\Delta = H_M - H_A$, где H_M – положение контрольной точки в мартенситном состоянии, а H_A – в аустенитном.

Характеристический параметр силового элемента из 4 витков в результате ЭПФ изменился на ~ 10 мм. Наблюдение за его формоизменением в течение 10 термоциклов показало, что положения контрольной точки как в мартенситном состоянии (кривая 1, рис. 3 а), так и в аустенитном (кривая 2, рис. 3 а) оказались практически постоянными. На контуре силового элемента после 10 теплосмен исчезли участки вогнутости. Максимальный диаметр овала изменился слабо (рис. 1, 3а).

Положения контрольных точек двух других конструкций силовых элементов в мартенсите и аустените менялись после каждой теплосмены (рис. 3, б и в). При этом в мартенсите (кривые 1) этот процесс шел быстрее. Поэтому в отличие от четырехвитковой конструкции эффект обратимого формоизменения уменьшался с каждым термоциклом. Для шестивитковой конструкции "металлических мышц" величина обратимого формоизменения уменьшалась почти в 2 раза. У двенадцативиткового образца величина формоизменения сократилась с 2,2 мм до 1,6 мм. Это отразилось на форме силовых элементов (рис.1,3б и3в). У обеих конструкций заметно сократилась вытянутость овалов. Температурные интервалы формоизменения оставались постоянными для каждого из трех силовых элементов.

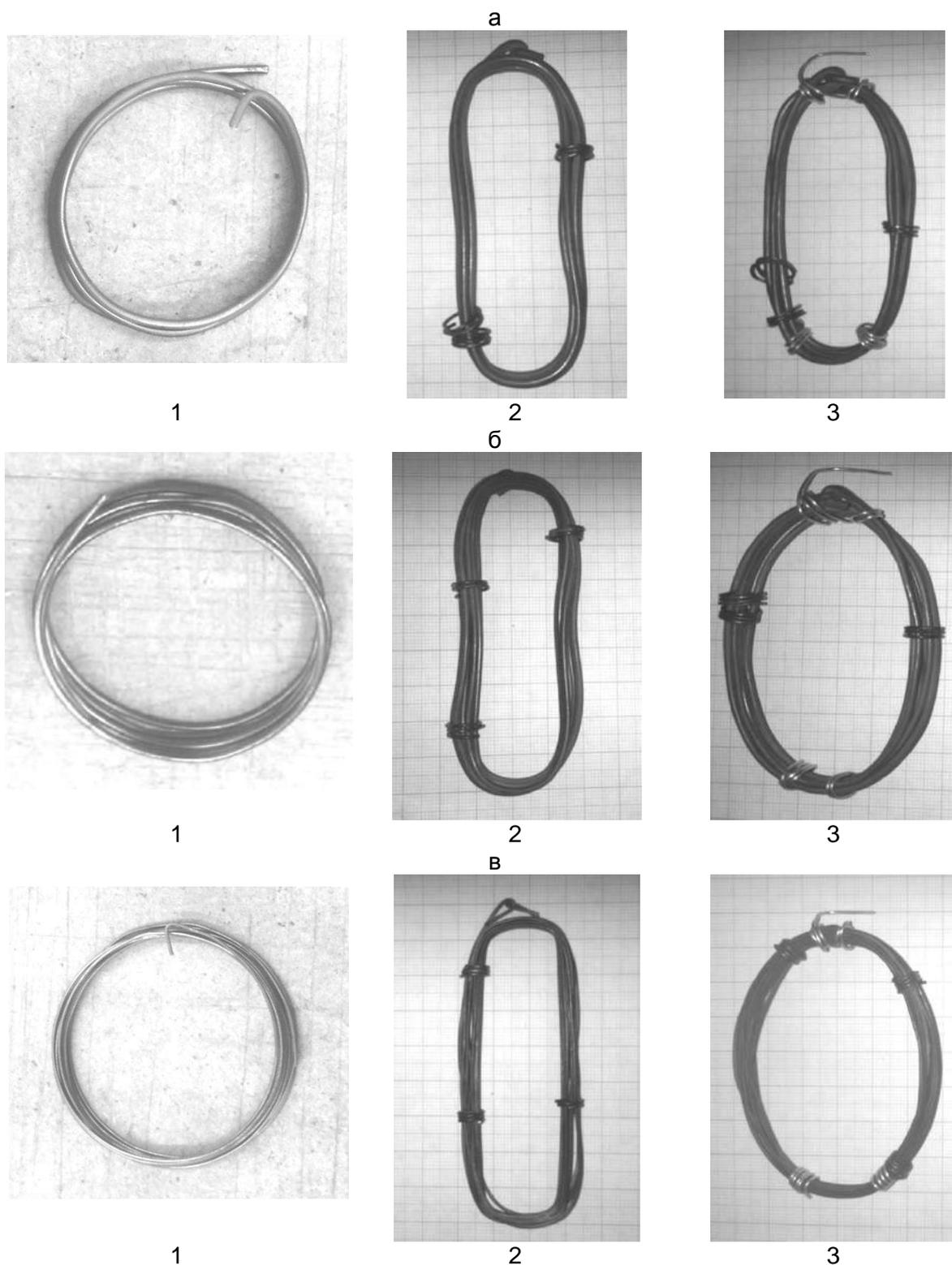


Рисунок 1 – Эволюция формы КСПЭ из проволоки диаметром: а – 2,5 мм, б – 2 мм, в – 1 мм; 1 – исходное состояние, 2 – после силового воздействия, 3 – после 10 циклов ОПФ

В отличие от двух других вариантов в четырехвитковом силовом элементе витки расположены параллельно в одном слое. Такое размещение витков, видимо, обеспечивает возможность более равномерного прогрева материала и синхронность срабатывания деформационных процессов. Одновременно максимальный диаметр проволоки четырехвитковой конструкции, можно предполагать, обеспечивает более высокий уровень остаточных напряжений в сечении каждого витка [3]. Это и может

быть причиной различий в развитии эффекта обратимой памяти формы, обнаруженных в исследованных образцах силовых элементов.

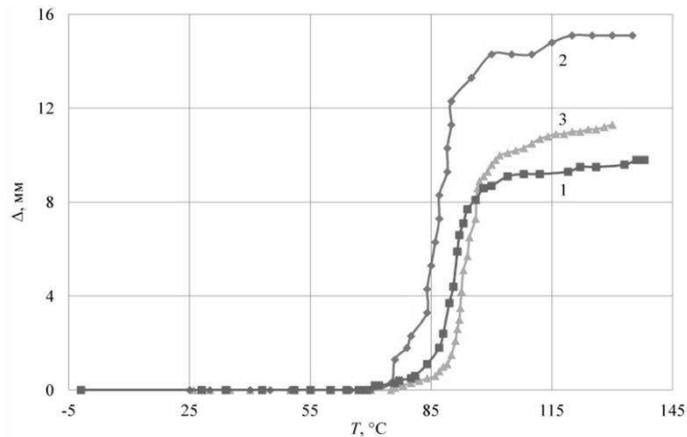


Рисунок 2 – Смещение ЭПФ в первом цикле КСПЭ из проволоки диаметром: 1 – 2,5 мм, 2 – 2 мм, 3 – 1 мм

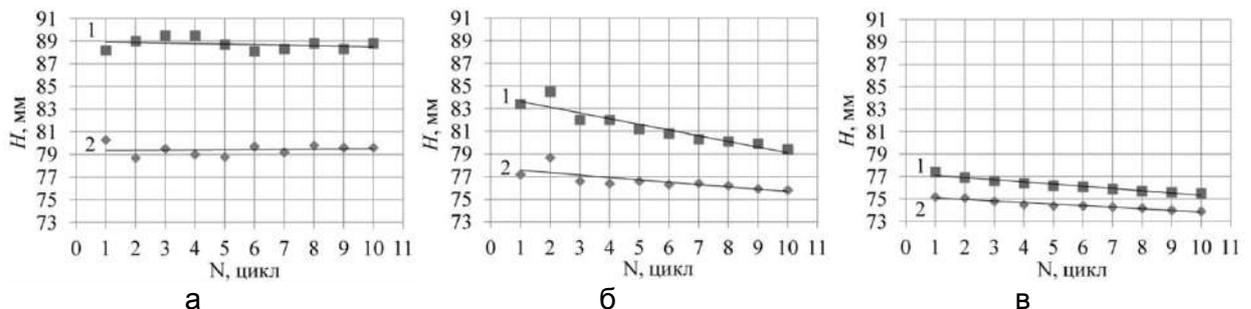


Рисунок 3 – Положение контрольной точки в мартенситном (1) и аустенитном (2) состояниях при термоциклировании КСПЭ из проволоки диаметром: а – 2,5 мм, б – 2 мм, в – 1 мм

Таким образом, возможность технологического применения КСПЭ в режиме ОПФ требует дополнительных исследований с целью определения условий стабильного режима формоизменения при термоциклировании, удачно полученного для четырехвитковой конструкции.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вьюненко Ю.Н. Применение ЭПФ в производстве слоистых материалов // Перспективные материалы и технологии: сб.статей Междунар. науч. симпозиума. – Витебск: УО «ВГТУ», 2011. –С.182-184.

2. Киселев А.Ю., Белоусов Н.Н., Хлопков Е.А., Вьюненко Ю.Н. Деформационно-силовые эффекты в кольцевых конструкциях из сплава TiNi // Сплавы с эффектом памяти формы. Третья Международная научная конференция (Челябинск, Россия, 16–20 авг. 2018 г.) : сб.матер.конф. / отв. за вып. М.А.Загребин, О.Н.Мирошкина. – Челябинск : Изд-во Челяб. гос. ун-та, 2018. – С. 83.

3. Вьюненко Ю. Н. Изменение поля напряжений в результате развития эффекта памяти формы // XIX Петербургские чтения по проблемам прочности. Санкт-Петербург, 13-15 апреля 2010 г.: сборник материалов. – Ч. 2. – СПб., 2010. – С. 318-319.

СИНТЕЗ ПРАКТИЧЕСКИ ВАЖНОГО ЦЕОЛИТА АНАЛЬЦИМА НА ОСНОВЕ ПРИРОДНОГО МИНЕРАЛА НАХЧЫВАНА

Мамедова Г.А.

Нахчыванское отделение Национальной Академии Наук Азербайджана
Институт природных Ресурсов, Нахчыван, Азербайджан
gunelmamadova@mail.ru

На основе природного минерала Нахчывана был получен практически важный цеолит - анальцим, имеющий широкую область применения.

Природный образец был взят из цеолитсодержащего горизонта на северо-западе реки Кюкючай, где его содержание колеблется в пределах 75–80 %. В качестве образцов служили цеолитовые туфы Нахчывана, 78,5% которого составляет основной минерал – морденит, 19,5% кварц и 2,00% анортит. Образец тщательно промывали дистиллированной водой и сушили при 100°C в течение 3 суток.

Гидротермальный синтез проводили в автоклавах типа Мори объемом 18 см³, коэффициент заполнения автоклавов F=0.8. Опыты по гидротермальной кристаллизации проводились без создания температурного градиента и без перемешивания реакционной массы. Отношение твердой фазы к жидкой 1:10.

Идентификация цеолитовых фаз проведена рентгенографическим (2DPHASER «Bruker» (CuK_α, 2θ, 20-80°)), термогравиметрическим (NETZSCH STA 449F3 STA449F3A-0757-M), ИК-спектроскопическим (NicoletеIS-10) и электронно-микроскопическим (Hitachi 3000 ТМ (увеличение 30000 раз)) методами анализа.

Анальцим со 100 % степенью кристаллизации был получен в растворе КОН+KCl, при концентрации КОН– 10-15 % и KCl – 5-10 %, при температуре 180°C, в течение 50 часов.

Дифрактограмма анальцима представлена на рисунке 1, а табличные данные рентгенофазового анализа – в таблице.

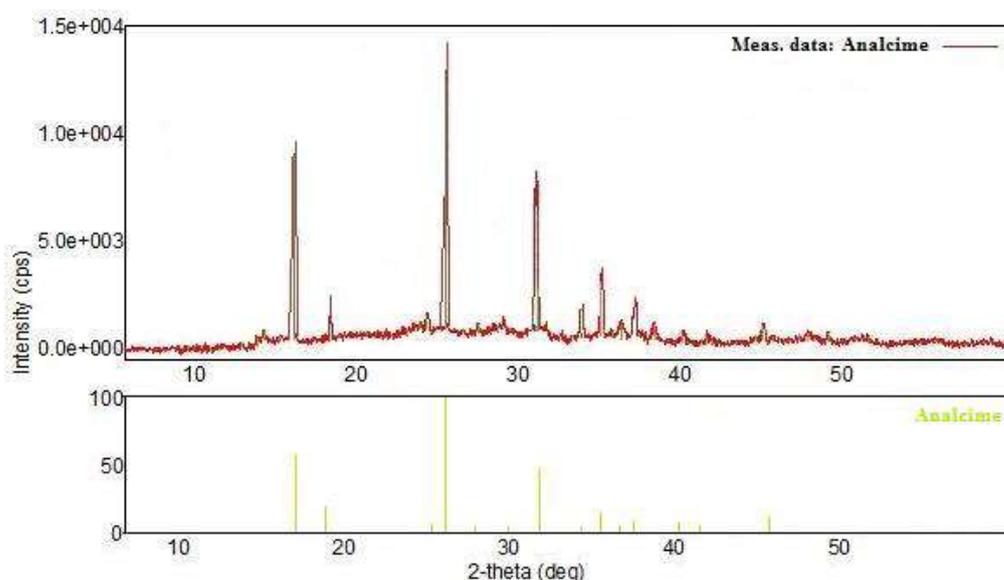


Рисунок 1 - Дифрактограмма анальцима

Таблица - Рентгенографические данные полученного анальцима

Анальцим			
$d_{\text{экс}}, \text{Å}$	$I_{\text{отн}}$	hkl	$d_{\text{выч}}, \text{Å}$
5,60	60	211	5,60
4,85	20	220	4,86
3,67	10	321	3,67
3,43	100	400	3,43
2,92	55	332	2,93
2,80	10	422	2,80
2,69	20	431	2,69
2,51	15	521	2,51
2,43	10	440	2,43
2,22	10	611	2,22
2,17	10	620	2,17
2,11	10	541	2,12
1,98	10	444	1,98
1,90	20	640	1,90
1,86	10	633	1,87

Методом термогравиметрического анализа установлены область дегидратации анальцима, количество воды и термостабильность. Кривые ДТА и ТГ представлены на рисунке 2. Кривая ДТА характеризуется одним эндотермическим и одним экзотермическим эффектами.

Эндотермический эффект соответствует дегидратации образца. Дегидратации (с максимумом 350°C) подвергается гидратная оболочка вокруг катиона, при этом потеря в массе, согласно кривой ТГ, составляет 13 %.

Экзотермический эффект с максимумом 800°C , согласно рентгенографическому анализу, соответствует разрушению кристаллической структуры анальцима и образованию кристобалита и альбита.

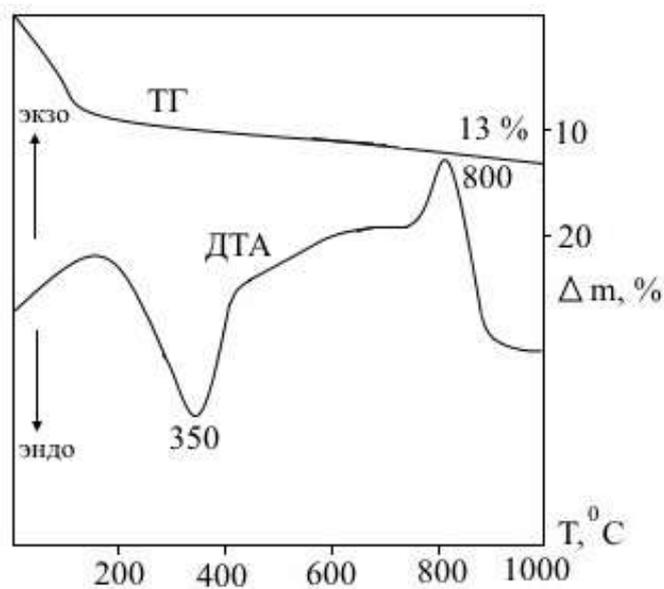


Рисунок 2- Кривые ДТА и ТГ анальцима

Были изучены дегидратационные-регидратационные свойства анальцима и установлено, что дегидратированный в температурном интервале $190-420^{\circ}\text{C}$ образец, полностью регидратируется в течение 48 часов. Дегидратация носит обратимый характер, то есть цеолитный характер. Согласно рентгенофазовому анализу, после дегидратации никаких структурных изменений не происходит.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА НАНОМЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫМИ МЕТОДАМИ

¹Царенко Ю.В., ¹Рубаник В.В., ¹Луцко В.Ф., ¹Самолетов В.Г.,
²Jing Tao Wang, ²Yuwei Liu

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г.Витебск, Беларусь
labpt@vitebsk.by

²Нанкинский университет науки и технологии, Нанкин, КНР

Метод интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением признан одним из эффективных способов получения ультрамелкого зерна материалов. В данном способе интенсивной пластической деформации процесс сдвига обусловлен трением между инструментом и образцом под высоким гидростатическим давлением, при этом плоскость сдвига параллельна радиусу трубчатого образца во время процесса. Принцип [1, 2] обработки t-HPS заключается в том, что образец находится под высоким давлением с обоих концов инструмента, как показано на рисунке 1.

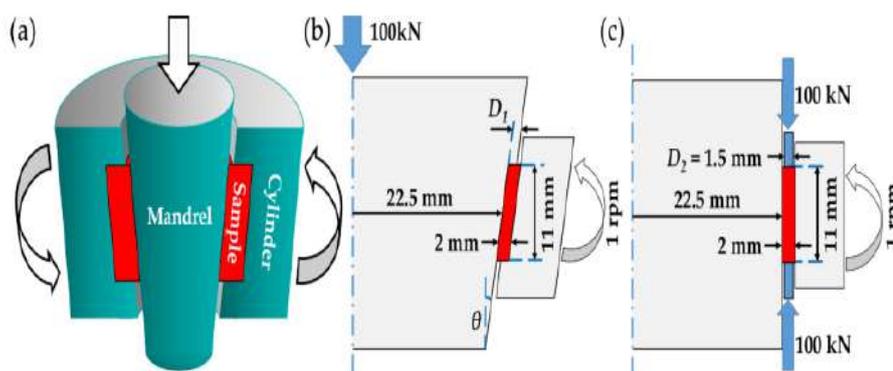


Рисунок 1 - Принципы и геометрия инструмента высокого давления (t-HPS):
(а) схема создания давления t-HPS с помощью эффекта клина; (б) геометрия t-HPS давления с помощью клинового эффекта с углом в половину конуса θ и глубиной вогнутости цилиндра D_1 ; (в) геометрия t-HPS герметизации на обоих концах трубки, с толщиной стенки герметизации кольцо D_2

Трубчатый образец находится между оправкой и цилиндром под достаточно высоким гидростатическим давлением на стенку трубы, так что силы трения на границе между оправкой образца или цилиндром достаточно высоки, чтобы предотвратить любое скольжение. Зафиксировав оправку и вращая цилиндр или наоборот оправку, в образце образуется простой сдвиг. Оправка подвергается осевой нагрузке, которая преобразуется в нормальное усилие на контактных поверхностях между оправкой или цилиндром. Принцип действия клина таков, что в образце создается высокое гидростатическое давление.

Данным способом интенсивной пластической деформации были получены образцы наноструктурированного никеля и меди виде пластин, из которых были изготовлены образцы для ультразвуковой обработки размерами $10 \times 10 \text{ мм}^2$.

Ультразвуковое воздействие является одним из высокоэффективных методов модификации микроструктуры материалов, приводящим к улучшению структуры, снятию внутренних напряжений в деформированных металлах, повышению характеристик пластичности, оказывает влияние на структурные характеристики наноматериалов [3, 4].

Для обработки образцов наноструктурного никеля способом ультразвукового воздействия с точки зрения эффективности знакопеременного механического воздействия использован способ, в котором обработка образцов осуществляется в пучности напряжений стоячей волны волновода в закреплённом состоянии.

Обрабатываемый образец из наноматериала закреплялся внутри полости волновода в пучности напряжений с помощью специального винта, обеспечивая надёжный акустический контакт между волноводом и обрабатываемым образцом. Питание преобразователя ПМС15А-18 осуществляли от ультразвукового генератора УЗГ2-4М. Обработка наноструктурных образцов выполнялась при различных усилиях их поджатия в пучности напряжений волновода. Перед ультразвуковой обработкой размер зерна образцов нанометаллов составлял 40-55 нм.

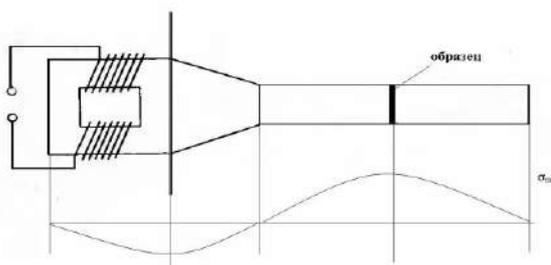


Рисунок 2 - Схема ультразвуковой обработки наноструктурных образцов

Ультразвуковая обработка проводилась с амплитудой осциллирующих напряжений в образцах от 17,5 до 70 МПа.

После ультразвуковой обработки исследована микротвердость образцов, проведены рентгеноструктурные исследования и калориметрические измерения на синхронном термоанализаторе фирмы NETZSCH STA 449 C Jupiter®.

Установлено, что после УЗО наблюдается рост релаксации запасенной энергии деформации образцов наноникеля и наномеди. Под воздействием ультразвука незначительно снижается микротвердость наноматериалов, причем явной зависимости этого изменения от амплитуды УЗО не наблюдается. Это согласуется с тем, что размер зерен после УЗО изменяется незначительно. Данные РСА показывают, что ультразвук способствует снятию внутренних напряжений в нанометаллах, причем, чем больше амплитуда воздействия, тем больше этот эффект.

Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект Т19КИТГ-003).

ЛИТЕРАТУРА

1. Wang, J.T.; Li, Z.; Wang, J.; Langdon, T.G. Principles of severe plastic deformation using tube high-pressure shearing. *Scr. Mater.* 2012, 67, 810.
2. Wang, J.T.; Li, Z.; Wang, J.; An, Y.K. Method and device for realizing tube high-pressure shearing pressurized using wedge effect. China patent CN 102500632 A, 30 September 2011.
3. Hanges in the Microstructure and Mechanical Properties of Nanomaterials under an Ultrasonic Wave Effect / A.A. Nazarov, A.A. Samigullina, R.R. Mulyukov, Yu.V. Tsarenko, V.V. Rubanik // *Journal of Machinery Manufacture and Reliability.* – 2014. – Vol. 43, № 2. – pp.153–159.
4. Microstructure changes in ultrafine-grained nickel processed by high pressure torsion under ultrasonic treatment / A.A. Samigullina, A.A. Mukhametgalina, S.N. Sergeev, V.V. Rubanik, Y.V. Tsarenko et al. // *Ultrasonics.* – 2018. – V. 82. – pp. 313–321.

СИНТЕЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ НИКЕЛЬ АЛЮМИНИЙ С НАНОДОБАВКАМИ

¹Кулак М.М., ¹Линевич А.В., ¹Самолетов В.Г., ²Клубович В.В., ²Хина Б.Б.

¹ИТА НАН Беларуси, ²ФТИ НАН Беларуси

E-mail: mmk_vit@tut.by

Важнейшим направлением развития структурной макрокинетики СВС-процессов является поиск эффективных путей управления процессом с целью получения материалов и изделий с заданным фазовым составом, структурой и свойствами. Использование традиционных методик, предусматривающих регулирование процессов СВС путем изменения внешнего давления, начальной температуры, параметров смеси, бывает ограничено. Для СВС характерны необычные, неравновесные механизмы фазо- и структурообразования продукта. А для системы, находящейся в неравновесном состоянии, даже слабое воздействие может существенно изменить ее состояние. В работе исследуется влияние наноразмерных добавок на основе углерода (нанотрубки, фуллерены) на СВС синтез смеси никель-алюминий. Эти добавки, оказывая влияние на протекание гетерогенных реакций и кристаллизацию тугоплавкого продукта в кратковременно существующем расплаве в волне горения, позволяют изменить состав и структуру продукта в сторону получения однородной мелкозернистой структуры, что дает возможность осуществлять управление структурой материала, улучшить его свойства, и в конечном итоге получать керамические материалы на основе интерметаллида никель-алюминий с новыми функциональными характеристиками. Предварительная активация исходной шихты изменяет ее структуру – в частности, площадь контактов между частицами. Это дает возможность управления структурой материала, улучшения его свойств, и в конечном итоге позволит получать новые композиционные материалы на основе алюминиды никеля с более мелким зерном, повышенной жаростойкостью.

В работе использованы порошки: никеля и алюминия дисперсностью менее 10 мкм. В качестве наноразмерных добавок на основе углерода в работе использовали нанотрубки, изготавливаемые в ГНУ ИТМО НАН Беларуси.

Известно, что получить однофазный наноуглеродный материал достаточно сложно, практически невозможно. Был исследован фазовый анализ состава синтезированного наноуглеродного материала. Для этого использовали термогравиметрический анализ, основанный на регистрации изменения массы образца в зависимости от его температуры в условиях программированного изменения температуры среды. Идея методики заключается в существенной зависимости температуры окисления углеродного материала от его структуры и степени совершенства, что дает возможность, при нагревании такого образца в окислительной среде, с хорошей точностью выделить температурные интервалы потерь веса, определить по ним температуру окисления (а, следовательно, и структурный тип фазы) и количество сгоревшего материала для каждой из фаз. Анализ выполняли в дериватографе STA449F3 фирмы NETZSCH на воздухе в диапазоне температур 25-1400 °С со скоростью нагрева 10 °С/мин в режимах дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и термогравиметрии (ТГ).

На рисунке 1 приведены кривые анализа наноматериала. Сравнение кривых ДСК и ТГ этих материалов позволяет сделать вывод, что наноматериал имеет трехфазный состав. Фаза, окисляющаяся при более низкой температуре (560-610 °С), предположительно состоит из углеродных нанотрубок. Количество этой фазы составляет примерно 75%. Фаза, окисляющаяся при температуре 610-700 °С предположительно – графитная фаза (сажа). Количество этой фазы ≈ 15%. Третья фаза, устойчивая при температурах 700-1200 °С – остаточная масса 10% – вещество, состав которого определить не удалось, предположительно фуллереноподобный углерод.

Для проведения синтеза pripravляли образцы по следующей методике.

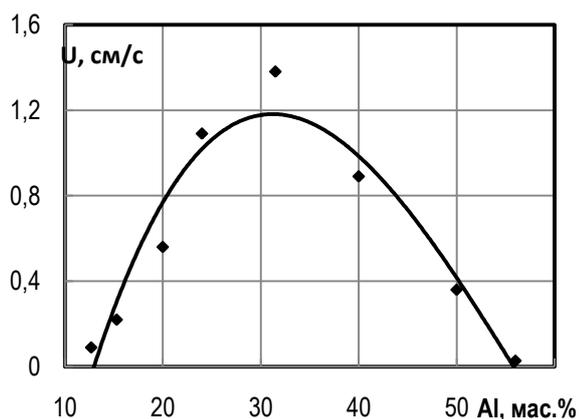


Рисунок 2 - Зависимость скорости горения от содержания компонентов

Был проведен рентгенофазовый анализ синтезированных образцов. Данные о фазовом составе продуктов синтеза приведены в таблице.

Из приведенных данных видно, что однофазные соединения синтезируются при горении смесей, соответствующих по составу области гомогенности моноалюминида никеля. Для других составов образуются многофазные продукты синтеза. Для состава Ni-58 вес. % Al (стехиометрия $NiAl_3$) образуется двухфазный состав $NiAl_3$ и Ni_2Al_3 . Фазовый состав продуктов синтеза зависит от дисперсности исходных

компонентов, в первую очередь от размера частиц никеля.

Таблица - Фазовый состав продуктов синтеза.

Концентрация компонентов, мас. %			Фазовый состав продуктов горения
Al	Ni	Коэффициент стехиометрии	
13,5	86,5	Ni_3Al	Ni_3Al (основная)+ $NiAl$ + Ni
31,5	68,5	$NiAl$	$NiAl$
42,5	57,5	Ni_2Al_3	Ni_2Al_3 + $NiAl$
58,0	42,0	$NiAl_3$	$NiAl_3$ +следы Ni_2Al_3

Для смеси состава Ni-31,5 вес. % Al (стехиометрия $NiAl$), смешанного из порошков никеля и алюминия с размером частиц 50-63 мкм, продукты синтеза являются двухфазными и состоят из $NiAl$ и Ni_2Al_3 . Применение порошков никеля дисперсностью менее 20 мкм приводит к получению однофазного конечного продукта $NiAl$.

Согласно экспериментальным данным введение указанного количества УНТ в порошковую шихту Ni-Al не приводило к изменению условий прессования образцов для СВС, и слабо влияло на условия поджига шихты. Установлено также, что наличие в УНТ шихте оказывало малое влияние на скорость горения и ее зависимость от относительной плотности шихты. Однако наблюдалось изменение микроструктуры СВС-продуктов особенно заметное при содержании УНТ 2%. Оно выражается в измельчении зерен продукта и некотором изменении их формы: на фоне преимущественно равноосных зерен.

Это может свидетельствовать об изменении механизма фазо- и структурообразования в волне СВС в металлической шихте, содержащей УНТ. Ранее нами было показано теоретически [1, 2] с использованием большого числа имеющихся в литературе экспериментальных данных, что СВС в бинарной системе Ni-Al протекает по неравновесному механизму растворения-кристаллизации. При этом зерна фазы-продукта (соединения $NiAl$ в указанных работах) формируются в расплаве Ni-Al по механизму гомогенного зародышеобразования.

Поскольку, по экспериментальным данным [3], УНТ устойчивы в расплаве Ni-Al, в высокотемпературной зоне волны СВС, где в течение короткого времени присутствует жидкометаллическая фаза, они играют роль центров кристаллизации. Следовательно, наряду с гомогенным зародышеобразованием зерен твердого продукта ($NiAl$) в объеме расплава происходит гетерогенное зародышеобразование на поверхности раздела "металлический расплав – УНТ". При этом, как известно из теории кристаллизации [4], энергия активации зародышеобразования при гетерогенной кристаллизации существенно ниже, чем при гомогенной. Далее возможно нарастание зерен продукта на уже возникших по гетерогенному механизму зародышах, что и может привести к формированию удлиненных зерен продукта.

Таким образом, влияние добавки УНТ на СВС-процесс и структуру конечного продукта в системе Ni-Al может быть связано с изменением механизма зародышеобразования зерен твердой фазы в кратковременно существующем высокотемпературном расплаве в волне СВС, что приводит к измельчению размера зерен продукта и некотором изменении их формы.

Анализ этих экспериментальных результатов, показывает, что СВС в системе Ni-Al протекает по неравновесному механизму, в котором существенную роль играет плавление более легкоплавкого компонента (алюминия), растворение никеля в жидкой фазе и последующая кристаллизация расплава с образованием конечного твердого продукта. При таком механизме быстропотекающего процесса (расплав в высокотемпературной зоне волны СВС существует доли секунды) фазовый состав конечного продукта должен определяться равномерность химического состава этой зоны расплава, который, в свою очередь, определяет условия гомогенного зародышеобразования кристаллической фазы, а также температурой в волне СВС. Исходный состав шихты и температура подогрева определяют то, в какой области диаграммы Ni-Al окажется состав высокотемпературной зоны волны СВС (при квазиравновесном механизме взаимодействия). Поскольку, как показано ранее [1, 2], механизм взаимодействия в волне СВС носит неравновесный характер, для формирования однородного состава упомянутого расплава необходимо быстрое растворение никеля (более тугоплавкого металла) в жидком алюминии. Для этого необходим малый и однородный по объему шихты размер частиц более тугоплавкого реагента (никеля). В конечном итоге это приводит к формированию фазового состава продукта, однородного по объему образца. Для состава шихты, соответствующего фазе NiAl, такие условия синтеза и вышеизложенный механизм формирования продукта приводят к получению однофазного продукта – NiAl.

Таким образом, в результате анализа предложен механизм влияния размера частиц никеля и однородности состава шихты на получение однородного фазового состава СВС-продукта (NiAl). Тем самым косвенно подтверждается наличие неравновесного механизма растворения-кристаллизации при СВС в данной системе.

Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ (грант № Т19АРМ-032).

ЛИТЕРАТУРА

1. B.B.Khina. Modeling nonisothermal interaction kinetics in the condensed state: A diagram of phase formation mechanisms for the Ni-Al system // Journal of Applied Physics, 2007, v.101, No.6, 063510 (11 pp.).
2. B.B.Khina, B.Formanek. Modeling heterogeneous interaction during SHS in the Ni-Al system: a phase-formation-mechanism map // International Journal of SHS, 2007, v.16, No.2, p.51-61.
3. L.J.Groven, J.A.Puszynski. Effect of carbon nanotube addition on morphology of SHS synthesized materials // International Journal of SHS, 2007, v.16, No.4, p.189-198.
4. I.V.Markov. Crystal Growth for Beginners: Fundamentals of Nucleation, Crystal Growth and Epitaxy. - London: World Scientific, 2017. - 604 pp.

МОДЕЛЬ РАСЧЕТА АДИАБАТИЧЕСКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ СВС В СИСТЕМЕ Ni-Al С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ CALPHAD-ПОДХОДА

^{1,2}Хина Б.Б., ¹Клубович В.В., ³Кулак М.М.

¹ФТИ НАН Беларуси, ²БГАА, ³ИТА НАН Беларуси

E-mail: khina@tut.by, v_klubovich@tut.by, mmk_vit@tut.by

Адиабатическая температура T_{ad} является важной характеристикой СВС-процесса, которая определяет возможность протекания взаимодействия в рассматриваемой системе в режиме СВС. Кроме того, величина T_{ad} необходима для конструирования СВС-реакторов. Традиционно величину T_{ad} оценивают из условия баланса теплоты в реакционной системе, записанного для адиабатических условий. Такой подход основан на составлении так называемого ящика Вант-Гоффа: энтальпия реакции между реагентами, протекающая при начальной температуре, расходуется на разогрев продукта до температуры T_{ad} . При этом принимается допущение, что реакция, обладающая большим по модулю отрицательным значением энергии Гиббса ΔG , протекает полностью. Этот подход лежит в основе расчетов СВС-процессов в многофазных многокомпонентных системах с использованием таких программных продуктов, как ASTRA и Terra (разработка МГТУ им. Н.Э. Баумана), ISMAN-THERMO. При работе такие программы используют базы термодинамических данных, содержащие большое число неорганических веществ [1].

Однако серьезный недостаток такого подхода состоит в том, что в справочниках и в основанных на них компьютерных базах данных имеются термодинамические параметры только стехиометрических соединений. Известно, что многие соединения, получаемые методом СВС, такие как интерметаллиды, карбиды, нитриды, силициды и пр., имеют область гомогенности и в пределах этой области энтальпия при постоянной температуре изменяется на 20-40 % из-за наличия избыточной энтальпии смешения H_{ex} . Это вносит существенную ошибку при оценке T_{ad} . Кроме того, при расчетах по упомянутым программам невозможно учесть ситуацию, когда продукт является неконгруэнтно плавящимся, т.е. твердая и жидкая фазы содержат одни и те же элементы, но имеют разный состав – например, когда фазовая диаграмма данной системы имеет перитектический вид. Поэтому в данной работе при разработке модели для определения адиабатической температуры СВС в системе Ni-Al использован CALPHAD-подход [2], позволяющий учесть избыточную энтальпию смешения в твердых фазах и в бинарном расплаве, образующемся в высокотемпературной зоне волны СВС. В данном подходе любое соединение рассматривается как раствор, и его термодинамические характеристики определяются не на формульную единицу (например, Ni_2Al_3), а на 1 моль раствора (т.е. $Ni_{0.4}Al_{0.6}$).

Для жидких фаз и неупорядоченных твердых растворов замещения (в данной системе это ГЦК-твердый раствор на основе никеля) энергия Гиббса G и энтальпия H в расчете на 1 моль фазы φ описываются в виде

$$G_{\varphi} = x_{Ni}G_{Ni}^{\varphi} + x_{Al}G_{Al}^{\varphi} + H_{ex}^{\varphi} + RT(x_{Ni} \ln x_{Ni} + x_{Al} \ln x_{Al}), \quad (1)$$

$$H_{\varphi} = x_{Ni}H_{Ni}^{\varphi} + x_{Al}H_{Al}^{\varphi} + H_{ex}^{\varphi}, \quad (2)$$

где x_i , $i \equiv Ni, Al$ – мольная доля i -го компонента, G_i^{φ} и H_i^{φ} – энергия Гиббса и энтальпия i -го компонента в фазовом состоянии φ (жидком l или твердом с ГЦК решеткой), H_{ex}^{φ} – избыточная энтальпия смешения в фазе φ .

Избыточная энтальпия смешения определяется с использования полинома Редлиха-Кистера-Муггиану, и для бинарной системы Ni-Al она описывается как

$$H_{ex}^{\varphi} = x_{Al}x_{Ni} \sum_n^n L_{AlNi}^{\varphi} (x_{Al} - x_{Ni})^n, \quad n \geq 0 \quad (3)$$

где ${}^n L_{AlNi}^\phi$ – параметры n -го порядка для парного взаимодействия атомов алюминия и никеля в фазе ϕ .

Значения G_i^ϕ и H_i^ϕ , входящие в формулы (1) и (2), определены в базе данных SGTE [3], которая имеется в открытом доступе, для всех конденсированных элементов во всех фазовых состояниях, в том числе гипотетических, с учетом влияния давления и магнитных фазовых переходов.

Для интерметаллических соединений системы Ni-Al энергия Гиббса и энтальпия описывается подрешеточной моделью Хиллберта-Стэффансона [4], конкретный вид которой связан со структурной моделью той или иной фазы.

Так, для интерметаллида NiAl, который представляет собой упорядоченную фазу типа B2 на основе ОЦК решетки, используется модель двух подрешеток $(Al_{y'_{Al}} Ni_{y'_{Ni}})(Ni_{y''_{Ni}} v_{y''_v})$, где v – структурные вакансии, т.е. незанятые атомами позиции во второй подрешетке [5]. Для такой структурной модели энергия Гиббса и энтальпия данной фазы на 1 моль раствора записывается как

$$G_{NiAl} = (G_{ref} + H_{ex} - TS_{id}) / (1 + y''_{Ni}), \quad H_{NiAl} = (H_{ref} + H_{ex}) / (1 + y''_{Ni}), \quad (4)$$

где

$$G_{ref} = (y'_{Al} y''_{Ni} G_{Al:Ni} + y'_{Al} y''_v G_{Al:v} + y'_{Ni} y''_{Ni} G_{Ni:Ni} + y'_{Ni} y''_v G_{Ni:v}) / (1 + y''_{Ni}), \quad (5)$$

$$H_{ex} = (y'_{Al} y''_{Ni} y''_v L_{Al:Ni,v} + y'_{Ni} y''_{Ni} y''_v L_{Ni:Ni,v} + y'_{Al} y'_{Ni} y''_{Ni} L_{Al,Ni:Ni} + y'_{Al} y'_{Ni} y''_v L_{Al,Ni:v} + y'_{Al} y'_{Ni} y''_{Ni} y''_v L_{Al,Ni:Ni,v}) / (1 + y''_{Ni}), \quad (6)$$

$$S_{id} = -R (y'_{Al} \ln y'_{Al} + y'_{Ni} \ln y'_{Ni} + y''_{Ni} \ln y''_{Ni} + y''_v \ln y''_v) / (1 + y''_{Ni}). \quad (7)$$

Здесь G_{ref} – свободная энергия смеси двух подрешеток для случая, когда каждая из них заполнена только атомами одного сорта, H_{ex} – избыточная энтальпия смешения, связанная с взаимодействием атомов, относящихся к разным подрешеткам, S_{id} – идеальная энтропия смешения двух подрешеток, R – универсальная газовая постоянная; y'_{Al} , y'_{Ni} , y''_{Ni} и y''_v – доли атомов Al и Ni и структурных вакансий v в первой (') и второй (") подрешетках, соответственно; величины G_{ij} означают энергию Гиббса взаимодействия первой подрешетки, заполненной только частицами сорта i , со второй подрешеткой, заполненной только частицами сорта j ; $i, j = Al, Ni, v$, в параметрах $L_{ij,k}$ и $L_{i,j,k}$ запятая отделяет частицы, находящиеся в одной подрешетке, а двоеточие разделяет подрешетки. Величина $L_{ij,k}$ означает энергию взаимодействия первой подрешетки, заполненной только частицами сорта i , со второй подрешеткой, заполненной частицами j и k ; аналогично определяются параметры $L_{i,j,k}$.

Параметр H_{ref} , входящий в формулу (4), определяется из величины G_{ref} (см. формулу (5)) с помощью фундаментального соотношения

$$H = G + TS = G - T(\partial G / \partial T). \quad (8)$$

Для фазы NiAl соотношение между мольной долей никеля x_{Ni} и величинами $y'_i, y''_i, i \equiv Al, Ni, v$, можно определить на основе зависимости расположения атомов Ni и Al в кристаллической структуре этой фазы от состава [5]:

$$\begin{aligned} \text{при } x_{Ni} \leq 0.5: & y'_{Al} = 1, \quad y'_{Ni} = 0, \quad y''_{Ni} = (1/1 - x_{Ni}) - 1, \quad y''_v = 1 - y''_{Ni} \\ \text{при } x_{Ni} > 0.5: & y'_{Ni} = (2x_{Ni} - 1/1 - x_{Ni}), \quad y'_{Al} = 1 - y'_{Ni}, \quad y''_{Ni} = 1, \quad y''_v = 0. \end{aligned} \quad (9)$$

Для расчета величины T_{ad} необходимо записать условие баланса энтальпии в адиабатических условиях; вид этого выражения зависит от того, в какую область диаграммы состояния Ni-Al попадает точка с координатами $[x'_{Ni}, T_{ad}]$, где x'_{Ni} – исходное атомное содержание никеля в шихте для СВС. Так, для области слева от интерметаллида NiAl с составом $Ni_{0,5}Al_{0,5}$, т.е. при $x'_{Ni} < 0,5$, это условие примет вид

$$x_{Ni}^i H_{Ni}^{fcc}(T_0) + (1 - x_{Ni}^i) H_{Al}^{fcc}(T_0) = X_l(T_{ad}) H_l(x_{Ni}^{(0)l}, T_{ad}) + X_{NiAl}(T_{ad}) H_{NiAl}(x_{Ni}^{(0)NiAl}, T_{ad}), \quad (10)$$

где H_{Ni}^{fcc} и H_{Al}^{fcc} – энтальпия никеля и алюминия с ГЦК (fcc) решеткой, $T_0 = 298$ К – исходная температура шихты для СВС, X_l и X_{NiAl} – мольные доли расплава l и фазы NiAl при T_{ad} , $x_{Ni}^{(0)l}$ – содержание никеля в расплаве, равновесном с фазой NiAl, $x_{Ni}^{(0)NiAl}$ – равновесное содержание никеля в фазе NiAl при температуре T_{ad} .

Значения X_l и X_{NiAl} при T_{ad} вычисляются по правилу рычага:

$$X_l = (x_{Ni}^{(0)TiB_2} - x_{Ni}^i) / d, \quad X_{NiAl} = (x_{Ni}^i - x_{Ni}^{(0)l}) / d, \quad d = x_{Ni}^{(0)NiAl} - x_{Ni}^{(0)l}. \quad (11)$$

Для определения равновесных составов контактирующих фаз $x_{Ni}^{(0)l}$ и $x_{Ni}^{(0)NiAl}$ при T_{ad} необходимо рассчитать фрагмент равновесной диаграммы состояния Ni-Al путем решения системы нелинейных уравнений, описывающей равенство химических потенциалов компонентов (т.е. условие термодинамического равновесия) в контактирующих фазах:

$$\begin{cases} \mu_{Ni}^l(x_{Ni}^{(0)l}, T) = \mu_{Ni}^{NiAl}(x_{Ni}^{(0)NiAl}, T) \\ \mu_{Al}^l(x_{Ni}^{(0)l}, T) = \mu_{Al}^{NiAl}(x_{Ni}^{(0)NiAl}, T) \end{cases} \quad (12)$$

Входящие в систему (12) химические потенциалы алюминия и никеля в фазе φ , $\varphi = l, NiAl$, определяются из выражений для их энергий Гиббса (1), (3) и (4), (5), (7), (9), соответственно, по следующей формуле:

$$\mu_{Al}^\varphi = G_\varphi - x_{Ni} \frac{dG_\varphi}{dx_{Ni}}, \quad \mu_{Ni}^\varphi = G_\varphi + (1 - x_{Ni}) \frac{dG_\varphi}{dx_{Ni}}. \quad (13)$$

Системы уравнений (10)–(13) должны решаться совместно: вначале по системе (12) вычисляются равновесные составы фаз $x_{Ni}^{(0)l}$ и $x_{Ni}^{(0)NiAl}$ при некоторой температуре, заданной как первое приближение к величине T_{ad} при заданном исходном составе x_{Ni}^i . Далее из условия баланса энтальпии (10), (11) вычисляется значение T_{ad} , после чего уточняются равновесные составы фаз, и т.д. Итерации должны продолжаться до достижения заданной точности.

Таким образом, создана модель для расчета адиабатической температуры СВС в системе Ni-Al на основе CALPHAD-подхода, которая впервые учитывает избыточную энтальпию смешения в бинарном расплаве и в твердых фазах.

Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ (грант № Т19АРМ-032).

ЛИТЕРАТУРА

1. Barin I., Knacke O. Thermochemical Properties of Inorganic Substances. - Berlin: Springer-Verlag, 1973. - 921 pp.
2. Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B. Computational Thermodynamics: The Calphad Method. - Cambridge, U.K.: Cambridge University Press, 2007. - 313 pp.
3. Dinsdale A.T. SGTE data for pure elements // Calphad, 1991, v. 15, № 4, p. 317-425.
4. Hillert M., Staffansson L.-I. The regular solution model for stoichiometric phases and ionic melts. ActaChemicaScandinavica, 1970, v. 24, p. 3618-3626.
5. Huang W., Chang Y.A. A thermodynamic analysis of the Ni-Al system. Intermetallics, 1998, v. 6, № 6, p. 487-498.

МНОГОЧАСТОТНОЕ ЗОНДИРОВАНИЕ ФАКЕЛА ПЛАМЕНИ ПРОПАНА С ПОМОЩЬЮ CO₂-ЛАЗЕРА

Аршинов К.И., Бобровский В.В., Крапивная О.Н., Шедьков В.В., Шут В.Н.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск

e-mail: itaaki@yandex.ru

Определение концентрации CO₂ и температуры в факеле пламени представляет собой достаточно сложную задачу. К недостаткам измерений температуры термометрами следует отнести инерционность и малый срок их использования в высокотемпературных агрессивных средах. Перспективными методами диагностики пламени являются оптические методы [1], но они все еще не получили широкого распространения и являются только объектами исследований [2-7]. Известно, что факел пламени углеводородных топлив это равновесная нестационарная газообразная смесь с неоднородным распределением концентраций продуктов сгорания M_i (H₂O, CO, NO_x, CO₂ и др.) и температуры как в продольном, так и радиальном направлениях распространения пламени. Многочастотная лазерная диагностика пламени с использованием перестраиваемого CO₂-лазера дает возможность получать правдоподобные квази-решения обратной задачи, если использовать корректные температурные зависимости спектральных параметров молекулы CO₂. Цель работы состоит в проведении многочастотной диагностики факела пламени пропана. В качестве источника зондирующего излучения используется стабилизированный по максимуму контура усиления перестраиваемый по линиям основного лазерного перехода 00⁰1-10⁰0 CO₂-лазер. Сдвиг центра линий поглощения CO₂ в пламени был принят равным δ≈9·10⁻³ см⁻¹ [8]. Оценка доплеровского и ударного уширения линии поглощения R(22) перехода 00⁰1-10⁰0 CO₂ в пламени для смеси CO₂:N₂=1:75 и T=1300 К дает следующие величины: Δν_D≈0.0038 см⁻¹, Δν_L≈0.0498 см⁻¹. Таким образом, в факеле доминирующим механизмом уширения линий поглощений CO₂ являются столкновения и форм-фактор в центре лоренцевской линии с учетом сдвига центра имеет вид

$$F_L(0) = \frac{2\Delta\nu_L}{\pi(\delta^2 + \Delta\nu_L^2)}, \quad (1)$$

где $\Delta\nu_L = \gamma_{CO_2-CO_2}(296K) \cdot (p_{CO_2} + \beta_{CO_2-N_2} \cdot p_{N_2}) \cdot (296/T)^n$.

Выражение для КП рассматриваемых линий может быть представлено в виде

$$\alpha_{if} = N_{CO_2} A_{fi} \frac{c^2}{8\pi\nu_0^2} g_f Q_V^{-1} Q_{Rf}^{-1} \left(e^{-\frac{E_i}{kT}} - e^{-\frac{E_f}{kT}} \right) F, \quad (2)$$

где индекс *i* соответствует нижнему уровню 10⁰0 с энергией E_i, *f* – верхнему уровню 00⁰1 с энергией E_f; N_{CO₂} – концентрация молекул CO₂; A_{fi} – вероятность спонтанного излучения; Q_{Rf} – вращательная, Q_V – колебательная статистические суммы молекулы CO₂, соответственно; g_f=2J_f+1 – вырождение уровня *f*; F – форм-фактор линии поглощения.

Используя значения спектральных параметров {A_{fi}, γ_{if}, n} из банка данных HITRAN2012 и выражения (1) и (2) для двух условий, когда δ=0 и δ=9·10⁻³ см⁻¹ были рассчитаны спектральные распределения КП в газовой смеси CO₂:N₂=1:75 для температурного диапазона 300–2000 К (см. рис.1). Используя методику определения парциального давления CO₂ и температуры [7], были рассчитаны относительные погрешности искомых параметров δT, δp.

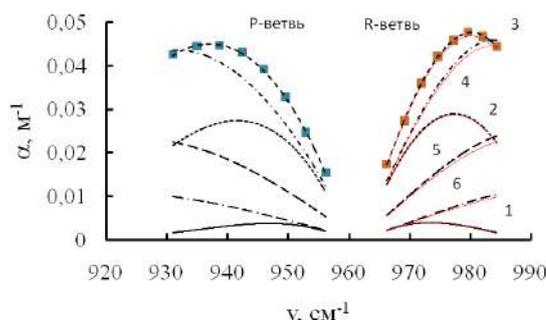


Рисунок 1 - Спектральные зависимости коэффициентов поглощения в газовой смеси $\text{CO}_2:\text{N}_2=1:75$ для температурного диапазона 300–2000 К и давления смеси $p_{\Sigma}=1$ атм: 1– $T=300$ К, 2–500 К, 3–700 К, 4–1000 К, 5-1500 К, 6–2000 К

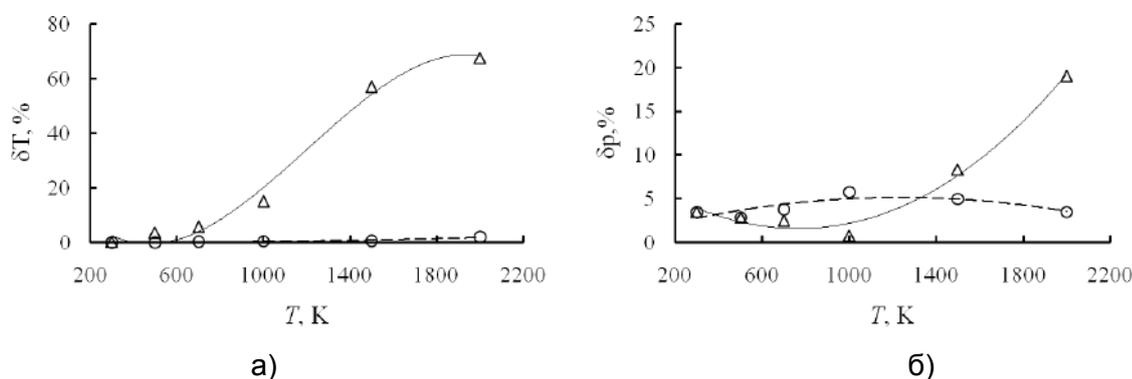


Рисунок 2 - Температурные зависимости относительных погрешностей определения температуры δT (а) и парциального давления CO_2 δp (б) в газовой смеси $\text{CO}_2:\text{N}_2=1:75$ для температурного диапазона 300–2000 К и давления смеси $p_{\Sigma}=1$ атм: \circ -учтен сдвиг центра линии поглощения; Δ - сдвигом центра линии пренебрегли

На рис. 2 видно, что пренебрежение сдвигом центра линий поглощения приводит к значительным относительным погрешностям искомых параметров при высоких температурах - $\delta T > 20\%$ при $T > 1000$ К и $\delta p > 10\%$ при $T > 1500$ К.

Погрешности искомых параметров в зависимости от точности измерения КП определялись путем расчета ковариационных матриц [9, 10]. На рисунке 3 представлены температурные зависимости относительных погрешностей искомых параметров δp , δT . Расчеты были проведены для абсолютных погрешностей КП равных $2 \cdot 10^{-3} \text{ м}^{-1}$ и для 30 линий P- и R-ветвей перехода 10^0-00^0 . Видно, что рассматриваемый метод целесообразно использовать в температурном диапазоне 350–1200 К.

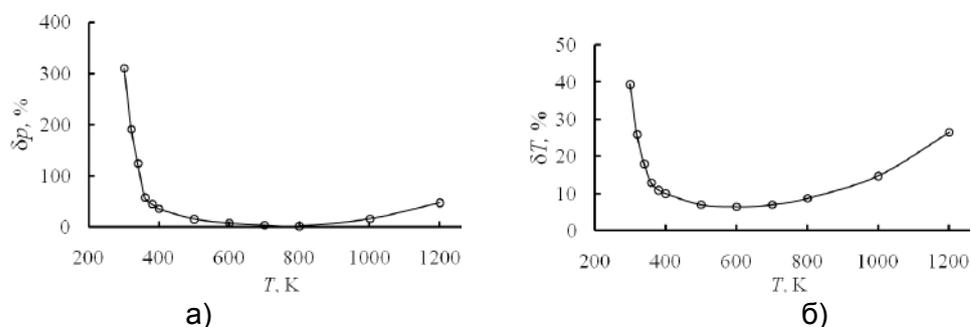


Рисунок 3 - Температурные зависимости относительных погрешностей искомых параметров $\{p, T\}$ для абсолютной погрешности КП $\Delta\alpha=2 \cdot 10^{-3} \text{ м}^{-1}$: а) – $\delta p=f(T)$, б) – $\delta T=f(T)$

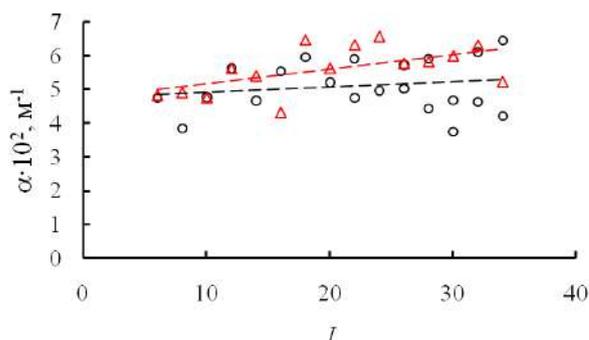


Рисунок 4 - Спектральное распределение КП в факеле пламени пропана для перехода $10^0 0-00^0 1$ молекулы CO_2 : \circ – P-ветвь, Δ – R-ветвь

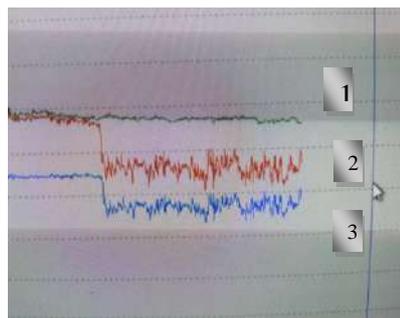


Рисунок 5 - Осциллограмма сигналов опорного 1, приемного 2 каналов и сигнала коэффициента поглощения 3

Контроль температуры пламени осуществлялся с помощью платинородий-платиновой термопары, подключенной к терморегулятору ТРМ500 Кл 0.25-0.5 фирмы «Овен» (Россия). Регулировка расхода газа осуществлялась с помощью ротаметра типа РМ-А-0,063Г-УЗ. При постоянном расходе газа, поступающего в горелку, сигнал 3, соответствующий коэффициенту поглощения, изменяется в пределах 50%, что указывает на нестационарный характер горения газа.

Значения коэффициентов Эйнштейна A_J и коэффициентов столкновительного самоуширения γ_J спектральных линий CO_2 при температуре $T=296$ К, необходимые для решения обратной задачи с целью определения температуры и концентрации углекислого газа, были взяты из базы данных HITRAN2012. Решение обратной задачи с использованием входных данных представленных на рис.4 дает следующие значения искомых параметров $p=6.28$ Тор, $T=1500$ К, что соответствует точности $\delta T=15\%$.

ЛИТЕРАТУРА

1. В.М. Немец, А.А. Петров, А.А. Соловьев Спектр.анал.неорг.газ. Л.: Химия, 1988. 240с.
2. К.И. Аршинов, Н.С. Лешенюк, В.В. Невдах Жур. прикл. спектр. 68, №6. 723-728 (2001).
3. А.А. Ионин, Ю.М. Климачев, А.Ю. Козлов, А.А. Котков, О. А. Рулев, Л.В. Селезнев, Д.В.Синицын Квант. электр. 37, № 3. 231–236 (2007).
4. Е.Н. Чесноков, П.В. Кошляков, А.Г. Шмаков, О.П. Коробейничев, Д.А. Князьков, С.А. Якимов Физ. гор. и взр. 48, №4. 16-22 (2012).
5. К.А.Верещагин, В.В. Смирнов, О.М. Стельмах, В.И. Фабелинский Квант. электр. 42. №1. 44-50 (2012).
6. Д.Н. Козлов, В.Д. Кобцев, О.М. Стельмах, В.В. Смирнов, Е.В. Степанов Квант. электр. 43, № 1. 79–86 (2013).
7. К.И. Аршинов, О.Н. Крапивная, В.В. Невдах Опт. атм. и ок. 27. №5. 387-391 (2014).
8. Ю.Г. Агалаков, М.О. Буланин, В.В. Берцев, А.П. Бурцев, Ю.А. Рубинов Опт. и спектр. 58. вып.3. 493-495 (1985).
9. Герасимович А.И. Математическая статистика. Мн.: Вышэйшая школа, 1983.- 279с.
10. Лешенюк Н.С., Пашкевич В.В. Жур. прикл. спектр. 46, №4. 567-573 (1987).

**ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА TiNi СПЛАВА С АЛМАЗОПОДОБНЫМ
ПОКРЫТИЕМ, ПОЛУЧЕННЫМ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ**

**Рубаник В.В.¹, Рубаник В.В.¹(мл.), Урбан В.И.¹, Багрец Д.А.¹, Чекан Н.М.²,
Акула И.П.², Дородейко В.Г.³**

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
г. Витебск, Республика Беларусь, ita@vitebsk.by

²ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси»,
г. Минск, Республика Беларусь

³ЗАО «МП Симура», г. Витебск, Республика Беларусь

Сплавы с эффектами памяти формы (ЭПФ) часто относят к так называемым интеллектуальным материалам, позволяющим создавать принципиально новые конструкции и технологии в разных отраслях машиностроения, приборостроения, энергетики, медицины и др. Наибольший практический интерес представляют сплавы на основе Ti-Ni, поскольку наряду с рекордными характеристиками ЭПФ они обладают высокой коррозионной стойкостью и биосовместимостью [1]. Однако применение сплавов на основе TiNi в медицинских целях осложняется из-за присутствия в них значительной доли никеля, который оказывает токсическое воздействие на ткани живого организма. Для решения данной проблемы возникает необходимость создания на поверхности TiNi барьерного слоя, который бы препятствовал диффузии никеля. Среди существующих видов покрытий хорошо себя зарекомендовало углеродное алмазоподобное покрытие (АПП), которое позволяет эффективно решать несколько проблем: выхода ионов никеля из имплантов и повышения их износо- и коррозионной стойкости [2].

Цель работы заключалась в исследовании кинетики мартенситных превращений и параметров формовосстановления TiNi сплава после осаждения АПП вакуумно-дуговым методом. Данный метод за счет ионной бомбардировки обеспечивает нагрев обрабатываемой поверхности, что легло в основу разработанного в «ИТА НАН Беларуси» совместно с ЗАО «Медицинское предприятие Симура» (г. Витебск, Беларусь) способа задания формы изделиям из TiNi сплава с одновременным нанесением биоинертного покрытия нитрида титана [3].

Проволочный образец из сплава Ti-50,8 ат.% Ni диаметром 0,5 мм закреплялся на оснастке в виде дуги определённого диаметра и помещался в вакуумную камеру. Алмазоподобное покрытие наносилось на образец с использованием установки УВНИПА-1-001 в импульсном режиме. Технология осаждения состояла из следующих этапов:

- 1) откачка из камеры до давления $4,9 \cdot 10^{-3}$ Па в течение 60 минут;
- 2) ионно-плазменное травление с помощью ионного источника «Радикал» при $U=3,5 - 4$ кВ в течение 40 минут;
- 3) осаждение покрытия: потенциал смещения $U=300$ В, сила тока в импульсе $I=2 - 3$ кА, количество импульсов 15000, давление ацетилена 0,3 Па.

Температура в процессе осаждения не превышала 150 °С, толщина покрытия составила 1 мкм.

Для исследования параметров мартенситных превращений полученных образцов с АПП был использован дифференциальный сканирующий калориметр DSC822e (MettlerToledo, Швейцария); рабочий диапазон температур составлял от -60 °С до 60 °С, скорость охлаждения и нагрева образцов составляла 10 °С/мин.

В результате анализа результатов дифференциально-сканирующей калориметрии (рис. 1) можно сказать, что мартенситные превращения реализуются по схеме $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$.

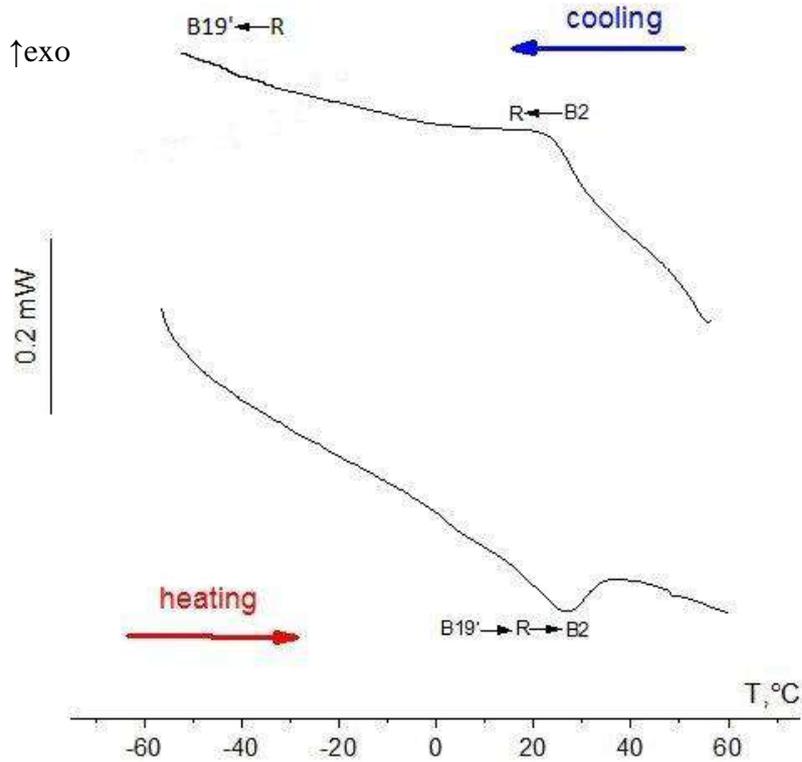


Рисунок 1 – Кривые ДСК композита TiNi/APП

При нагреве обратное мартенситное превращение реализуется в две стадии по схеме $B19' \rightarrow R \rightarrow B2$ с характеристическими температурами: $A_{H1}'=1^{\circ}\text{C}$; $A_{K1}'=15^{\circ}\text{C}$; $A_{H2}=14^{\circ}\text{C}$; $A_{K2}=34^{\circ}\text{C}$. Энтальпия перехода равна 3,4 мДж/мг. При охлаждении образца в диапазоне температур от -60°C до 60°C наблюдается только один завершённый переход $B2 \rightarrow R$ с характеристическими температурами $M_{H1}'=32^{\circ}\text{C}$, $M_{K1}'=4^{\circ}\text{C}$ и энтальпией 2,3 мДж/мг. Сопоставляя полученные значения энтальпий обратимых переходов можно сделать вывод, что в исследуемом диапазоне температур должен присутствовать прямой мартенситный переход $R \rightarrow B19'$. Однако определить его характеристики не представляется возможным из-за «размытости».

Для определения параметров формовосстановления при наведении изгибных деформаций использовалась методика [4]. Полную наводимую деформацию ϵ_t определяли по формуле:

$$\epsilon_t = \frac{d}{D} \times 100\%, \quad (1)$$

где d – диаметр проволоки, мм;

D – диаметр цилиндра, вокруг которого огибалась проволока, мм.

Остаточную деформацию после снятия нагрузки ϵ_i определяли по формуле:

$$\epsilon_i = \frac{d}{D_1} \times 100\%, \quad (2)$$

где D_1 – диаметр полуокружности дуги после снятия нагрузки, мм.

После снятия образца с оправки определяли значения наведенной деформации ϵ_i и рассчитывали упругую деформацию [4]:

$$\epsilon_y = \epsilon_t - \epsilon_i, \quad (3)$$

где ϵ_t – полная наводимая деформация, %;

ϵ_i – остаточная деформация после снятия нагрузки, %.

Для определения деформации памяти формы $\epsilon_{пф}$ образец нагревали до температуры, превышающей температуру окончания обратного мартенситного перехода, $\epsilon_{пф}$ определяли по формуле:

$$\epsilon_{пф} = \epsilon_i - \epsilon_A, \quad (4)$$

где ϵ_A – значение остаточной деформации, %.

Полная наводимая деформация ε_t взята исходя из средней величины наводимой деформации при изготовлении ортодонтических сверхэластичных дуг из никелида титана. Можно отметить, что величина ε_t была сопоставима с ε_y (табл. 1), т.е. эффективность наведения деформации при осаждении АПП составила около 50 %. А поскольку $\varepsilon_{пф}=0\%$, заданная форма сохранилась полностью.

Таблица 1 – Результаты расчета деформаций образца проволоки TiNi после осаждения АПП

$\varepsilon_t=1,39\%$	$\varepsilon_i=0,62\%$	$\varepsilon_y=0,77\%$	$\varepsilon_{пф}=0\%$
------------------------	------------------------	------------------------	------------------------

Таким образом, использование вакуумно-дугового метода для осаждения алмазоподобного покрытия является весьма перспективным с практической точки зрения, поскольку позволяет задавать форму изделиям из TiNi сплава в процессе осаждения покрытия. Исследования характеристик мартенситных переходов показали, что температура окончания обратного мартенситного превращения $A_k=34\text{ }^\circ\text{C}$ близка к температуре тела человека ($36,6\text{ }^\circ\text{C}$). Таким образом, данная технология нанесения покрытий позволяет использовать уникальные свойства подложки из никелида титана в «удобном» для случая медицинского применения диапазоне температур.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Хмелевская И.Ю. Сплавы с эффектом памяти формы и их применение в медицине и технике// Современные проблемы металловедения – 2009. – М. – С. 8-12.
2. Надеждин С.В. Оценка биосовместимости и биорезистентности заготовок имплантов из никелида титана с модифицированными наноразмерными поверхностными слоями в опытах *in vivo* / С.В.Надеждин, М.Г.Ковалева, А.Я.Колпаков, Е.В.Зубарева, Е.Н.Хорольская// Биомедицина – 2016. – №1 – С. 95-101.
3. Способ изготовления биоинертного изделия из материала с эффектом памяти формы на основе никелида титана: пат. 19507 Респ. Беларусь, МПК А 61F 2/86, А 61F 2/94 / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., Д.А. Багрец, В.Г. Дородейко; заявители: ГНУ «ИТА НАН Беларуси», ЗАО «Медицинское предпр. Симург». – № а 20130042; опубл. 30.10.15 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2015. – №5. – С.43.
4. Shape memory alloys: fundamentals, modeling and applications / V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault and F. Trochu. – Montreal: ETS Publ., 2003. – 844 p.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ГРАФЕНОВЫХ СТРУКТУР В РАСТВОРИТЕЛЕ

Рубаник В. В.¹, Савицкий В.О.¹, Рубаник В.В.мл¹, Луцко В.Ф.¹, Никифорова И.В.¹, Константинов П.Е.¹, VuiHungThang², DoanDinhPhuong², Гамзелева Т.В.³

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»
г. Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by

²Институт материаловедения ВАНТ, г. Ханой, Вьетнам

³ГНУ «Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романова НАН Беларуси» г. Минск, Беларусь

В настоящее время графен рассматривается как перспективный материал для электроники, медицины, автомобилестроения и др. Существует достаточно много способов получения графеновых частиц, среди которых можно выделить микромеханическое расслаивание графита, расслаивание графита с использованием химических методов и расслаивание графита в жидкой фазе [1, 2].

Целью работы является получение графеновых структур путем воздействия растворителей на графитовые структуры для расслоения их плоскостей спайности с использованием ультразвуковых колебаний при избыточном гидростатическом давлении. Для получения графеновых структур был выбран способ, который обеспечивает сохранность структуры монослоев исходного графита и исключает процессы их кислородного окисления [3]. В качестве растворителя был взят дихлорбензол как наиболее предпочтительный в предположении химического разрушения наиболее слабых связей между слоями в графитовых структурах. Для приготовления суспензии графита использовали 900 мг порошкообразный графит высокой чистоты, который заливался 150 мл дихлорбензола либо диметилформамида (ДМФ).

УЗО проводили с помощью генератора УЗГ-2-4М мощностью 1.5 кВт и частотой 18 кГц в течение 5мин, 15мин, 30 мин и 1ч в кавитационном режиме.

Образцы высушенных суспензий с фиксированной концентрацией графита были исследованы 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. Поскольку однослойным графеновым частицам не может принадлежать рефлекс 002, интенсивность исходной линии уменьшалась [3] (рис. 1) в зависимости от времени ультразвуковой обработки. УЗО в течение 15 минут привело к наибольшему уменьшению интенсивности пика 002. При обработке в течение 30 минут интенсивность пика 002 начала расти. Это означает, что частицы графена начали агломерировать, в процессе чего образовывались многослойные графеновые структуры. При УЗО суспензии на основе ДМФ растворителя в течение получаса графеновые частицы агломерируют в многослойные графеновые структуры менее активно. УЗО в течение 5 минут к расслоению графита не привела. Толщина отдельных слоёв после УЗО уменьшается с 32 нм до 13 нм (рис. 2).

Таким образом, разработанная методика позволяет получать графен при воздействии ультразвуковых колебаний на суспензии графита. Анализ экспериментальных данных показал, что оптимальным является получение графена методом жидкофазного расслоения с помощью ультразвуковой обработки в течение 15 минут из суспензий на основе дихлорбензола.

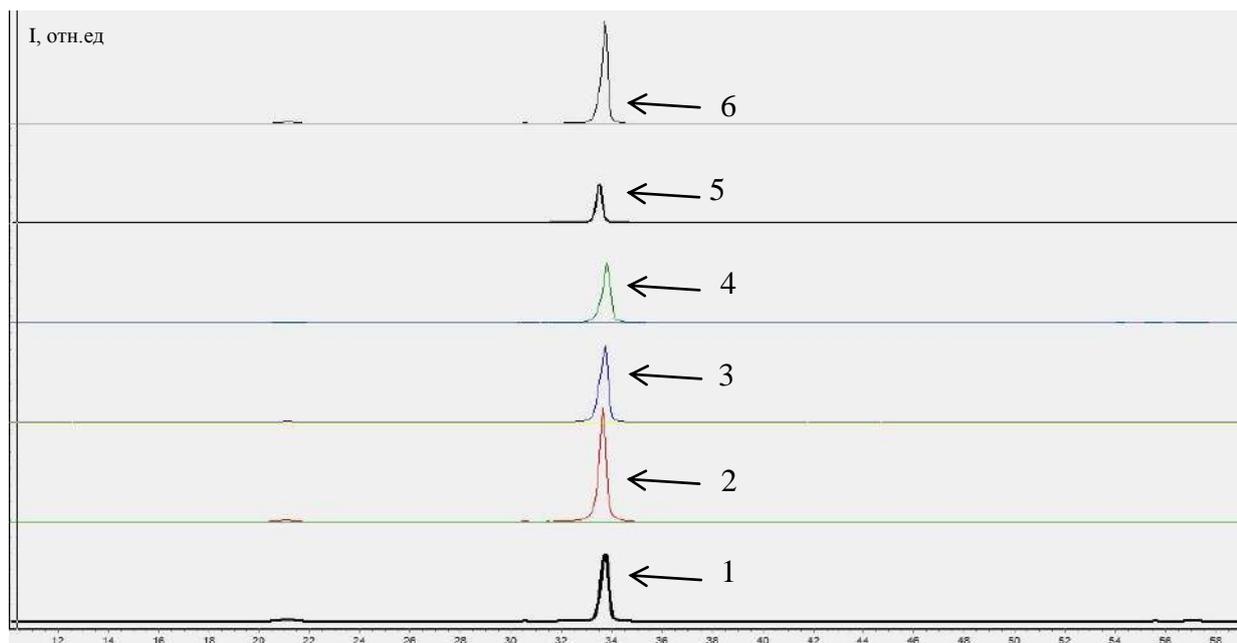


Рисунок 1 - Зависимость интенсивности линии 002 от времени УЗО: 1 – исходный графит, после УЗО в течение: 2 – 1 часа, 3 – 30мин, 4 – 30мин (ДМФ растворитель), 5 – 15 мин, 6 – 5мин

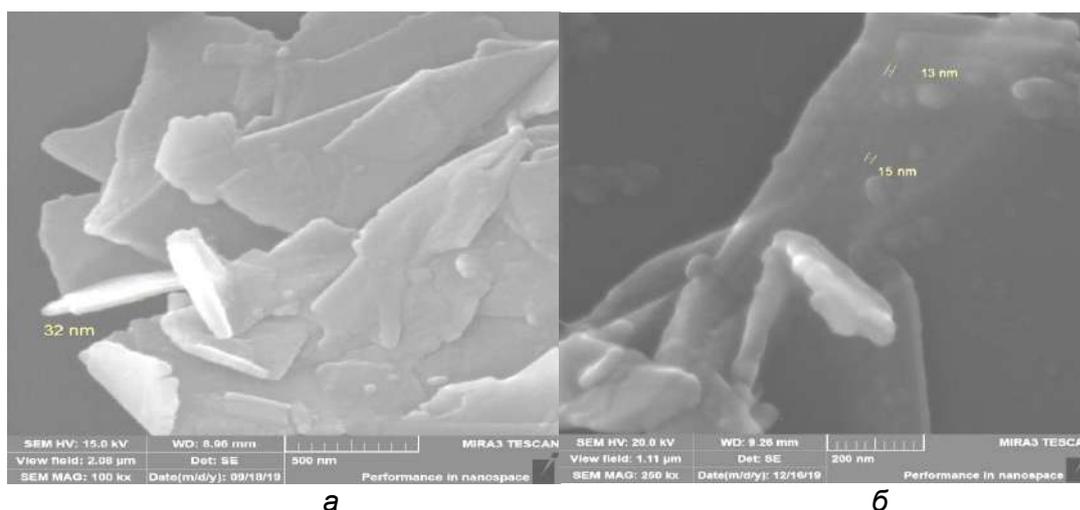


Рисунок 2 - СЭМ снимки морфологии поверхности исходного графита (а) и обработанной УЗК графитовой суспензии на основе дихлорбензола в течение 15 мин(б)

Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект № Т19В-009).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1 Roadmapforgraphene /K.S. Novoselov, V.I. Fal'ko, L. Colomboetal. // Nature.–2012. – Vol. 490 – N. 7419 – P.192–200.
- 2 Production, properties and potential of graphene /C.Soldano, A.Mahmood, E.Dujardin // Carbon. – 2010. – Vol. 48 – N. 8 – P.2127–2150.
- 3 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.

**СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$
С ПРОСТРАНСТВЕННЫМ ИЗМЕНЕНИЕМ СОСТАВА****Шут В.Н., Сырцов С.Р., Трубловский В.Л.***Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси,
Витебск, Беларусь, E-mail: shut@vitebsk.by*

Ферроики – это класс материалов, обладающих фазовым переходом, при котором происходит изменение симметрии кристаллических твердых тел. При магнитном фазовом переходе возникает спонтанная намагниченность, при сегнетоэлектрическом – спонтанная электрическая поляризация. Благодаря своим уникальным свойствам ферроики находят широкое применение в различных областях науки и техники [1]. Для модификации свойств полярных материалов и адаптации к конкретным приложениям их легируют различными примесями. В этом плане перспективным подходом является создание структур с градиентом состава, когда примеси распределены в объеме материала не однородно, а по некоторому закону. Наибольший прогресс в этой области достигнут при формировании сегнетоэлектрических структур с градиентом состава (compositionally graded ferroelectrics) [2,3]. Объем исследований по другим типам ферроиков (в частности, магнитным) существенно меньше. Представляет интерес использование градиентных материалов в мультиферроиках – веществах, в которых сосуществование магнитной и сегнетоэлектрической подсистем приводит к появлению магнитоэлектрического (МЭ) эффекта [4]. Теоретически предсказано, что МЭ константы в слоистых композитах (со связностью 2-2) значительно возрастают при использовании структур с градиентом состава (свойств) в качестве сегнетоэлектрической и (или) магнитной компоненты [5]. Поэтому создание и исследование градиентных магнитных материалов представляется весьма актуальным. Целью данной работы является получение керамики на основе никель–цинковых ферритов $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$ со «встречным» градиентом состава ($x = 0.2 \rightarrow 0 \rightarrow 0.2$) и изучение их магнитных характеристик.

Образцы и методы эксперимента.

Порошки никель–цинковых ферритов были синтезированы с использованием оксидов ZnO и Fe_2O_3 марки ЧДА и NiO квалификации Ч. Смешивание и помол компонентов осуществлены в шаровой мельнице в присутствии жидкой среды (этиловый спирт) в течение 1 h. Синтез проводился на воздухе в два этапа. На первом этапе синтез осуществлялся при температуре 1020°C в течение 2 h. Далее проводился повторный помол и спекание при температуре 1020°C в течение 1 h. В таких условиях были синтезированы порошки $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$ трех составов: $x = 0$; 0.1; 0.2. Из приготовленных порошков методом шликерного литья получали пленки толщиной ~ 25 μm [6]. Однородные структуры (с фиксированной концентрацией цинка) собирались из пленок одинакового состава. Для изготовления структур с градиентом состава ($x = 0.2 \rightarrow 0 \rightarrow 0.2$) совместно прессовались пленки различных составов $((\text{Ni}_{0.8}\text{Zn}_{0.2})\text{Fe}_2\text{O}_4 + (\text{Ni}_{0.9}\text{Zn}_{0.1})\text{Fe}_2\text{O}_4 + \text{NiFe}_2\text{O}_4 + (\text{Ni}_{0.9}\text{Zn}_{0.1})\text{Fe}_2\text{O}_4 + (\text{Ni}_{0.8}\text{Zn}_{0.2})\text{Fe}_2\text{O}_4)$ – по два слоя каждого состава. Из пакетов вырубались заготовки размерами 5.5×4.0 мм. Для уменьшения диффузионных процессов на границах слоев с различным составом был применен двухступенчатый режим спекания образцов. На первом этапе температура повышалась до максимального значения 1270°C (скорость нагрева составляла 350°C/h), затем снижалась до 1100°C при которой осуществлялась выдержка в течение 3 h. Окончательная толщина многослойных образцов составляла ~ 260 μm . Полученные керамические образцы не имели видимых деформационных искажений.

Результаты эксперимента и их обсуждение.

Рентгеноструктурные исследования однородных образцов показали, что используемая технология синтеза позволяет получать однофазные структуры в диапазоне концентрации замещения никеля цинком $x = 0-0.2$. Дифракционные пики смещаются в

сторону меньших углов при изменении концентрации Zn от $x = 0$ до $x = 0.2$. Это указывает на увеличение объема ячейки при увеличении концентрации цинка и согласуется с влиянием размерного фактора для твердых растворов замещения, когда радиус иона замещения цинка ($r(\text{Zn}^{2+}) = 0.74 \text{ \AA}$) больше, чем у замещаемого иона никеля ($r(\text{Ni}^{2+}) = 0.69 \text{ \AA}$ (при координационном числе 6)) [7]. Параметр элементарной ячейки увеличивается от значения $a = 8.34 \text{ \AA}$ (для $x = 0$) до 8.40 \AA (при $x = 0.2$). Данные электронной микроскопии подтвердили получение однофазной керамики. На рис. 1 представлены SEM-изображения поверхностей однородных образцов с различным содержанием цинка, а также поверхности градиентной пленки. Керамика имеет достаточно однородную структуру, размеры зерен составляют 2–5 μm . В большинстве работ, посвященных исследованию микроструктуры твердых растворов феррита никеля–цинка, отмечается, что с ростом концентрации цинка средний размер зерна увеличивается. В нашем случае эта тенденция не наблюдается.

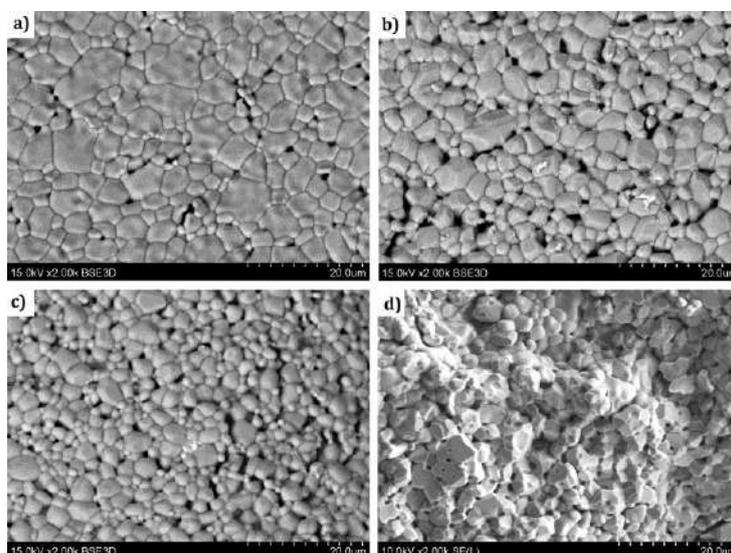


Рисунок 1 - SEM-изображения поверхности образцов: а) NiFe_2O_4 ; б) $(\text{Ni}_{0.8}\text{Zn}_{0.2})\text{Fe}_2\text{O}_4$; в) градиентная керамика; г) торец градиентной структуры

Электронная фотография торца (излома) градиентной структуры (рис. 3d) подтверждает хорошую спекаемость слоев различных составов. Пористость на границе слоев не значительно отличается по сравнению с объемом толстых пленок.

Исследование распределения элементов по толщине материалов $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$ с $x = 0.2 \rightarrow 0 \rightarrow 0.2$ подтверждают наличие градиента состава (рис. 2). Концентрация никеля возрастает в направлении от края (10.9 mol.%) к центру (13 mol.%) образца; содержание цинка, наоборот, минимально в центральной области. При этом в центральной области концентрация цинка отлична от нуля (составляет ~ 0.3 mol.%). Т.е. цинк диффундирует на глубину более 20 μm от границы слоев. Таким образом, используемый двухстадийный режим спекания позволяет достичь компромисса: обеспечить синтез керамики и сохранить при этом закономерно-неоднородное распределение химических элементов.

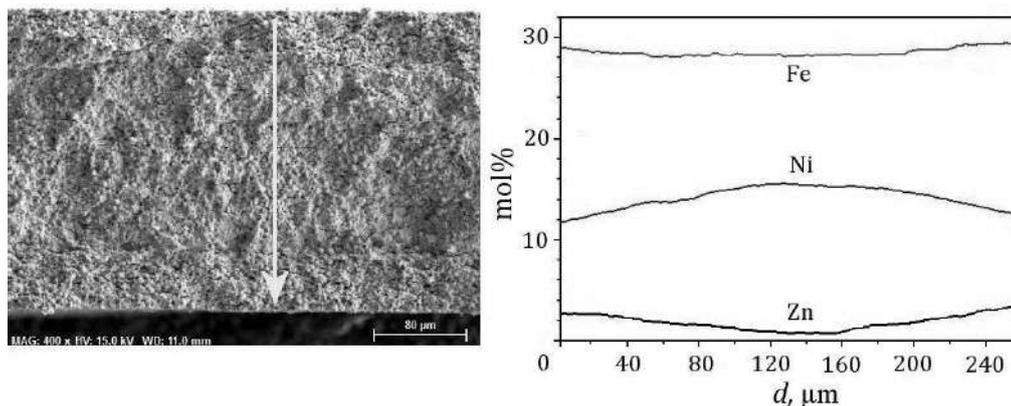


Рисунок 2 - Фотография торца (стрелкой указана линия, вдоль которой проводились измерения) и распределение элементов по толщине градиентной керамики $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$ ($x = 0.2 \rightarrow 0 \rightarrow 0.2$)

Зависимости удельной намагниченности от величины индукции магнитного поля $\sigma = f(B)$ изучены при комнатных температурах в геометрии параллельного и перпендикулярного направления магнитного поля относительно плоскости пленок (рис. 3).

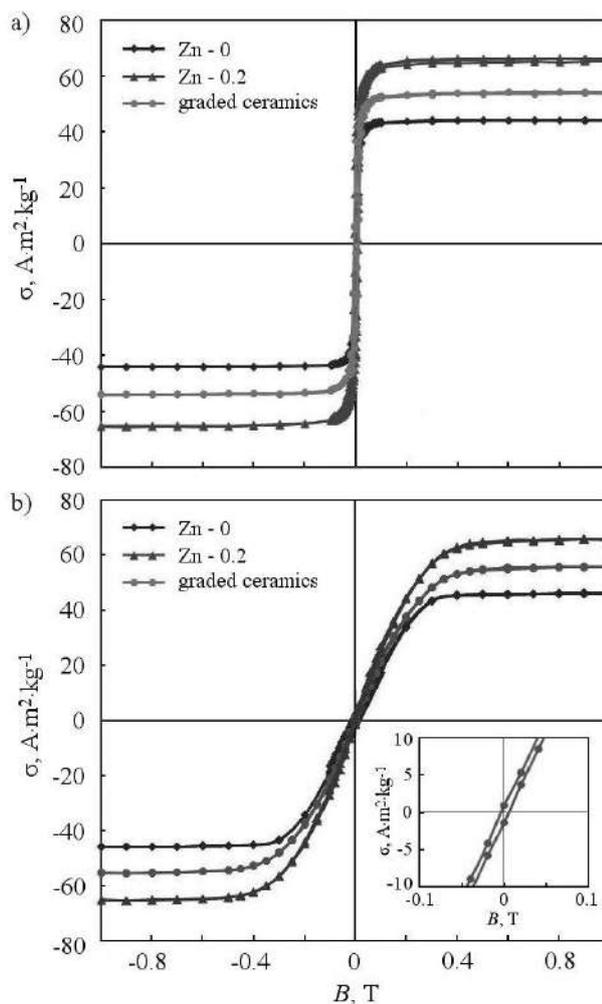


Рисунок 3 - Петли магнитного гистерезиса однородных образцов $(\text{Ni}_{1-x}\text{Zn}_x)\text{Fe}_2\text{O}_4$ ($x = 0, 0.2$) и градиентной керамики: а) магнитное поле параллельно поверхности, б) магнитное поле перпендикулярно поверхности

В однородных образцах удельная намагниченность увеличивается от $\sigma = 46 \text{ A}\cdot\text{m}^2\cdot\text{kg}^{-1}$ (при $x = 0$) до $\sigma = 57 \text{ A}\cdot\text{m}^2\cdot\text{kg}^{-1}$ (при $x = 0.2$). Феррит никеля является ферримагнетиком. Ферримагнитные свойства феррита никеля определяются сверхобменными А-О-В взаимодействиями между катионами, находящимися в

тетрагональной (А) и октаэдрической (В) позициях шпинельной структуры. Магнитные моменты ионов направлены антипараллельно в этих подрешетках. Внедрение немагнитных ионов цинка на А-позиции приводит к вытеснению ионов F^{3+} в октаэдрические В-позиции $((Fe_{1-x}^{3+}Zn_x^{2+})(Fe_{1+x}^{3+}Ni_{1-x}^{2+})O_4)$ и, соответственно, к увеличению разности намагниченности подрешеток. Таким образом, величина общей намагниченности феррита возрастает по мере увеличения концентрации цинка до значения $x = 0.4$, при которой происходит снижение уровня обменного взаимодействия между ионами А и В подрешеток [1]. Значения намагниченности в состоянии насыщения при различных геометриях эксперимента практически одинаковы. При этом существенно увеличивается напряженность магнитного поля (~ 10 раз), необходимая для достижения насыщения в случае приложения поля перпендикулярно плоскости пленки. Это обусловлено влиянием размагничивающего фактора при данной геометрии эксперимента (толщина образцов существенно меньше размеров поверхности).

Петли магнитного гистерезиса градиентных материалов являются симметричными по обеим осям. Искажений в виде перетяжек также не наблюдается. Значение намагниченности близко к соответствующему значению для образцов с $x = 0.1$ ($\sigma = 56 \text{ A} \cdot \text{m}^2 \cdot \text{kg}^{-1}$).

При геометрии эксперимента, когда внешнее поле коллинеарно градиенту величины намагниченности (или градиенту состава) – $\mathbf{H} \parallel \nabla \sigma$, теоретически предсказана возможность формирования внутреннего магнитного поля \mathbf{H}_{int} , приводящего к сдвигу петли гистерезиса. Однако в пределах погрешности эксперимента, сдвига петли гистерезиса (ни по оси удельной намагниченности σ , ни по оси магнитной индукции B), свидетельствующего о наличии в градиентных материалах внутреннего поля, нами обнаружено не было. Т.е. эффект возникновения внутренних полей, наблюдаемый в тонкопленочных градиентных структурах, в объемных материалах не реализуется. Причины такого расхождения эксперимента с теорией проанализированы в работе [6] и могут быть связаны с формированием полидоменной структуры в объемных материалах, что препятствует возникновению внутреннего магнитного поля.

Используемый в работе метод получения градиентных структур может быть эффективен при изготовлении магнитных материалов с модифицированными характеристиками, в частности для применения в качестве магнитной компоненты при создании слоистых композиционных мультиферроиков (со связностью 2-2) с высокими магнитоэлектрическими коэффициентами.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] A.J. Moulson, J.M. Herbert. *Electroceramics*. Wiley, New York. (2003). 557 p.
- [2] В.Н. Шут, С.Р. Сырцов, В.Л. Трубловский. *ФТТ* 53, 1761 (2011).
- [3] P. Ren, Y. Sun, X. Wang, H. Fan, G. Zhao. *Ceramics International* 43, 5347 (2017).
- [4]. J. Ma, J. Hu, Z. Li, C.-W. Nan. *Adv. Mater.* 23, 1062 (2011).
- [5] V.M. Petrov, G. Srinivasan. *Phys. Rev. B* 78, 184421 (2008).
- [6] В.Н. Шут, С.Р. Сырцов, Л.С. Лобановский, К.И. Янушкевич. *ФТТ* 58, 1907 (2016).
- [7] R.D. Shannon. *Acta Cryst.* A32, 751 (1976).

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ НА ПРОДОЛЬНУЮ УПРУГОСТЬ НИТИНОЛА ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Пряхин С.С.

*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
sspryahin@yandex.by*

В рамках теоретической модели выполнены исследования влияния напряжения на продольную упругость при изотермическом механическом нагружении материала, сопровождающемся напряженно-индуцированными мартенситными превращениями. Применялась одномерная модель отклика сплава с памятью формы (СПФ) на изменения термомеханической нагрузки, базирующаяся на концепции трехкомпонентной модели, предложенной Бринсон [1]. В расчетах использовали математические соотношения из работы [2], полученные после существенной переработки соотношений упомянутой выше модели. В теоретических построениях в качестве модельного материала рассматривался сплав никелида титана (нитинол), обладающий выраженными свойствами сплава с памятью формы и наиболее широко применяемый из данной группы сплавов.

В модели [1] фазовый состав представлен аустенитной и мартенситной фазами. Он описывается посредством двух внутренних переменных ξ_s и ξ_T , отражающих объемное либо массовое содержание фракций ориентированной напряжениями и неориентированной составляющих мартенситной фазы. Концепция модели (см. рис.1) выделяет процессы мартенситных превращений: *s* - прямого напряженно-индуцированного; *r* – обратного; *t* – температурно-индуцированного.

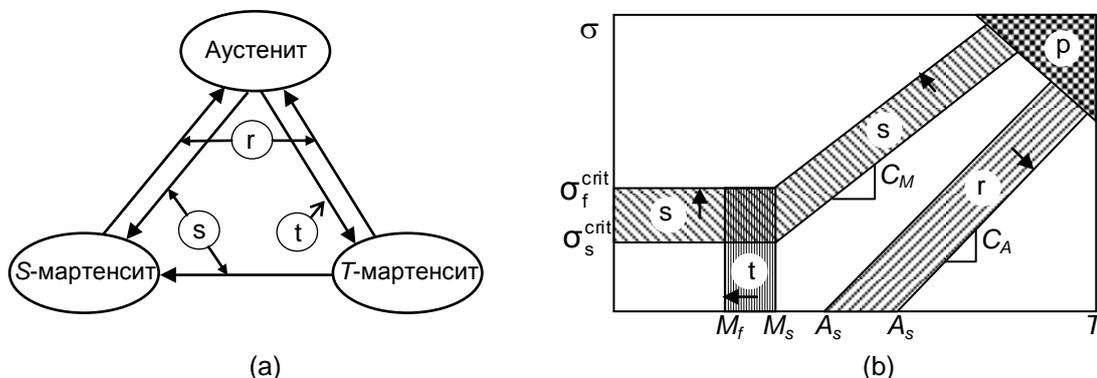


Рисунок 1 - Иллюстрация положений кинетики трехкомпонентной модели Бринсон: а — межкомпонентные процессы превращений, их источники и конечные продукты; б — области превращений компонентов в плоскости напряжение-температура.

<p>1. Соотношения термомеханики: $\sigma = f_1(\varepsilon, \xi, T)$</p> <p>2. Соотношения кинетики: $\xi = f_2(T, \sigma)$</p>	}	$\Rightarrow F(\varepsilon, T, \sigma) = 0$
-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	---	---------------------------------------------

Рисунок 2 - Структура модели с выделенной кинетической составляющей.

Рассмотрим диаграмму на рис. 2. Модель включает соотношения термомеханики 1, связывающих напряжение с деформацией, внутренней переменной (двухкомпонентной); температурой, а также соотношения кинетики 2, связывающих внутреннюю переменную с температурой с напряжением. Совместное рассмотрение обоих соотношений позволяет установить связь между напряжением σ , деформацией ε , и температурой T .

Из математических выражений в [2], построенных с учетом логики предыдущего абзаца для зависимостей между σ , ε , T при мартенситных превращениях $i = s, r, t$, в настоящей работе были получены выражения для переменных коэффициентов в дифференциальных уравнениях, вида:

$$d\sigma = \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right)_T d\varepsilon + \left(\frac{\partial \sigma}{\partial T} \right)_\varepsilon dT. \quad (1)$$

Эти коэффициенты $\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right)_T$ и $\left(\frac{\partial \sigma}{\partial T} \right)_\varepsilon$ интерпретируются как модуль продольной упругости, зависящий от изменения напряжения, и коэффициент продольной термоупругости при изменении температуры СПФ, зафиксированного в деформированном состоянии. Ниже построены графики только для $\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right)_T$.

На рис. 3-5 представлены деформационно-напряженные зависимости, построенные для изотермического цикла, состоящего из двух последовательных участков изменения механической нагрузки материала: растяжение и снятия нагрузки. Зависимости представлены в виде парных диаграмм. На левых диаграммах, отмеченных литерой а, отображены характерные для сплавов с памятью формы зависимости напряжения σ от величины деформации ε . На правых, отмеченных литерой b, показаны зависимости модуля продольной упругости $\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ при постоянной температуре от величины напряжения σ . Зависимости для участков нагружения показаны жирной линией, для разгрузки - тонкой.

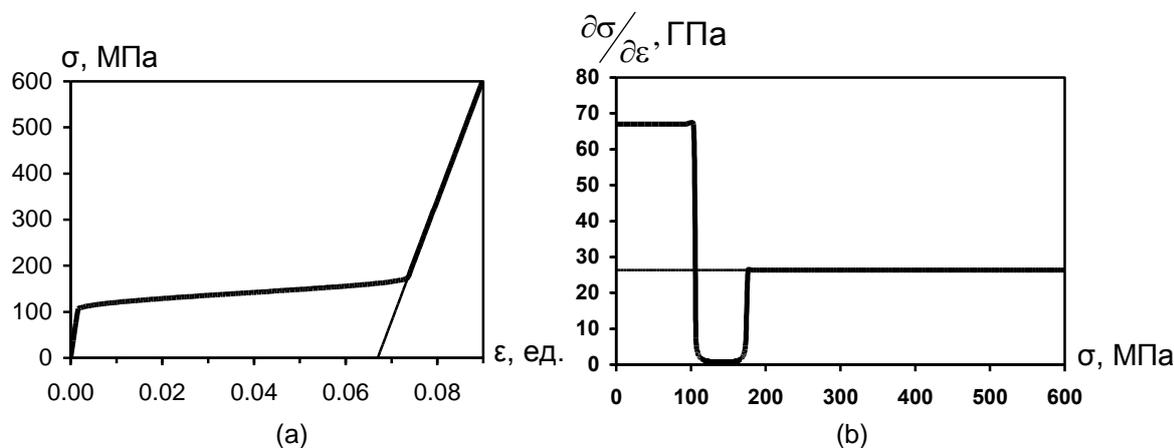


Рисунок 3 - Деформационно-напряженные зависимости для сплава NiTi в изотермическом цикле растяжение-снятие нагрузки, завершающегося образованием мартенсита: а — напряжения от деформации; b — модуля продольной упругости от напряжения. Начальное состояние $T_0 = 19^\circ\text{C}$ ($M_s < T_0 < A_s$); $\varepsilon = 0$, $\sigma = 0$; $\xi_S = 0$, $\xi_T = 0$.

На основе численных расчетов изменения состояния сплава при изотермическом изменении механической нагрузки выполнено графическое построение зависимостей модуля продольной упругости от напряжения. Особенностью зависимостей является резкое уменьшение модуля продольной упругости в диапазоне напряжений, в котором происходят межкомпонентные превращения. При этом величина модуля упругости уменьшается на 2-3 порядка относительно значений модуля Юнга, характерных для чистых аустенитной и мартенситной фаз материала. Это проявляется для напряженно-индуцированного прямого фазового мартенситного превращения, обратного мартенситного перехода, а также при кристаллических перестроениях температурно-индуцированной компоненты мартенсита в напряженно-индуцированную.

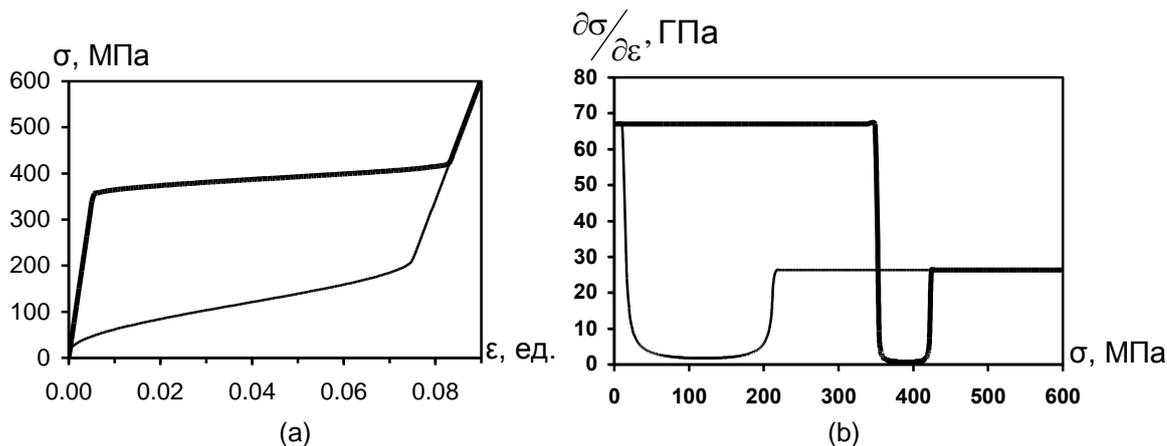


Рисунок 4 – Деформационно-напряженные зависимости для сплава NiTi в изотермическом цикле растяжение-снятие нагрузки, сопровождающегося восстановлением аустенита: а — напряжения от деформации; б — модуля продольной упругости от напряжения. Начальное состояние $T_0 = 50^\circ\text{C}$ ($A_f > T_0$); $\varepsilon = 0$, $\sigma = 0$; $\xi_S = 0$, $\xi_T = 0$.

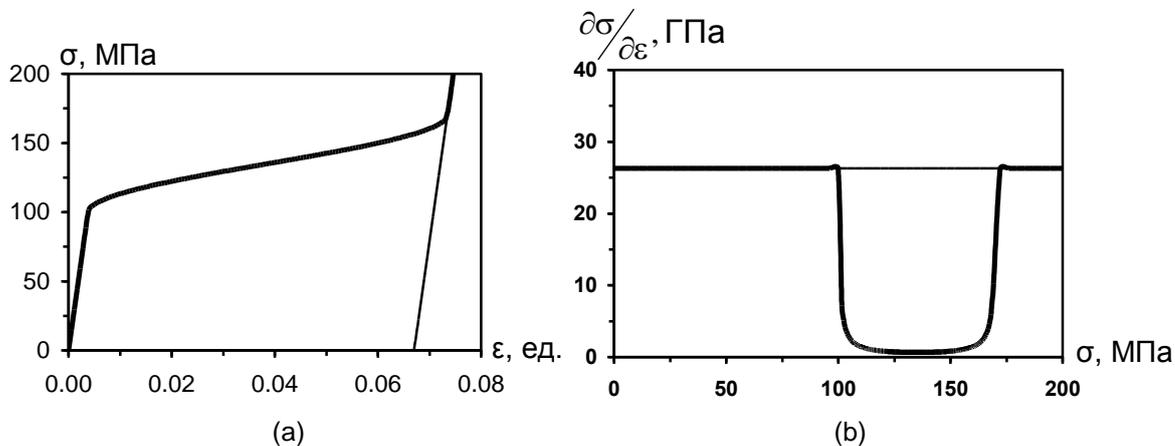


Рисунок 5 - Деформационно-напряженные зависимости для сплава NiTi в изотермическом цикле растяжение-снятие нагрузки, сопровождающегося переходом температурно-индуцированного мартенсита в напряженно-индуцированный: а — напряжения от деформации; б — модуля продольной упругости от напряжения. Начальное состояние $T_0 = +5^\circ\text{C}$ ($T_0 < M_f$); $\varepsilon = 0$, $\sigma = 0$; $\xi_S = 0$, $\xi_T = 1$.

ЛИТЕРАТУРА

1. Brinson, L. C. One-dimensional constitutive behavior of shape memory alloys: thermomechanical derivation with non-constant material functions and redefined martensite internal variable / L. C. Brinson // J. of Intelligent Material Systems and Structures. - 1993. – Vol. 4. - P. 229-242.
2. Пряхин, С. С. Математические соотношения в модели термомеханического поведения сплавов с памятью формы / С. С. Пряхин, В. В. Рубаник мл. // Перспективные технологии и методы контроля. – Витебск: УО «ВГТУ», 2009. – Гл. 13. – С. 360-383.

ПРИМЕНЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОСЛЕ НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ

Рубаник В.В., Круглешов А.А.*

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
Витебск, Беларусь, *ikelmimi@gmail.com

Поверхностная ультразвуковая обработка является эффективным способом увеличения долговечности, снижения шероховатости поверхности и увеличения точности допусков изделий, различных по конструкции, материалу и условиям эксплуатации. Отличительной особенностью этого метода обработки от других известных методов пластического деформирования является значительная скорость деформации. Под суммарным воздействием статической и динамической составляющих сил, передаваемых поверхности посредством инструмента, и вследствие высокой частоты силы ударов, происходит более существенное изменение микроструктуры поверхностного слоя и микрогеометрии [1,2].

Нанесение защитных покрытий служит, чаще всего, для противокоррозионной изоляции металла от агрессивной среды, которая снижает срок службы деталей и изделий, из-за чего выходит из строя изделие в целом. Для обеспечения хорошей защиты от коррозии само покрытие должно быть сплошным, непроницаемым для агрессивной среды, обладать хорошей адгезией с металлом-подложкой, равномерно распределяться по поверхности, обладать жаростойкостью, твердостью и износостойкостью. В целом, защитный слой должен придавать новые химико-физические свойства поверхностному слою.

Но это справедливо не всегда, иногда покрытия служат и для других целей, например декоративных.

Совмещение ультразвуковой и защитных технологий, например гальванизации, плакирования, металлизации, диффузионной обработки и т.д., может повысить качество нанесённого поверхностного слоя за счёт уменьшения пористости, шероховатости, увеличения твёрдости и т.д., что ещё больше увеличит эффект от обработки.

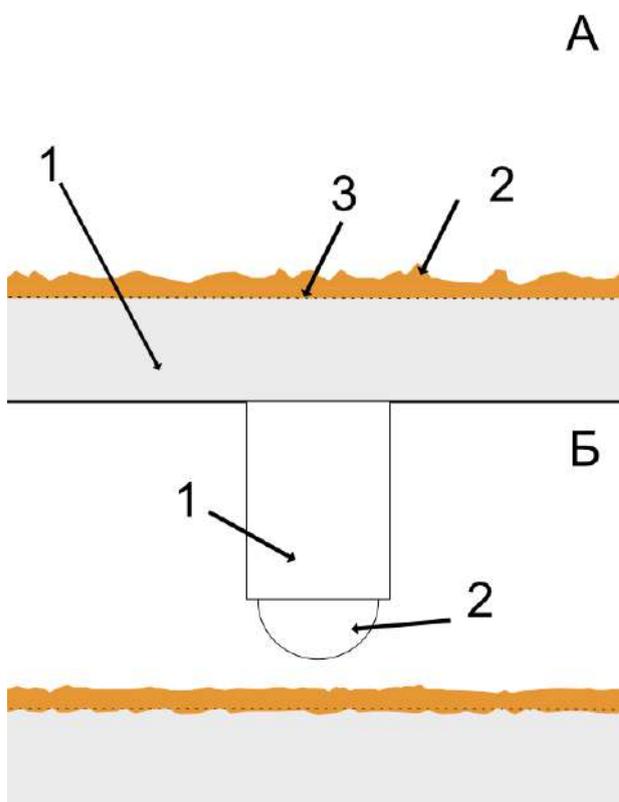


Рисунок 1 - Установка по обработке плоских тел с вращением.

На базе ИТА НАН Беларуси была собрана экспериментальная установка (рис. 1), которая позволяет обрабатывать заготовки в виде пластин с вращением. Установка состоит из ультразвукового генератора мощностью до 2 кВт, магнитострикционного преобразователя, ультразвукового инструмента с индентором из твёрдого сплава ВК8, блока питания, электродвигателя, станины с двух-координатным столом.

Электродвигатель обеспечивал вращение двух-координатного стола вокруг своей оси. Перемещение по оси Y обеспечивало статическую силу прижима ультразвукового инструмента к плоской обрабатываемой заготовке,

перемещение по оси X обеспечивало обработку поверхности на площади в виде окружности, а не точно в месте прижима.



Обрабатываемая пластина (рис.2 А) представляла собой подложку из материала Сталь 3 (1), на которую заранее было газопламенно нанесено покрытие (2) из материала TiNi с эффектом памяти форм. Граница раздела двух материалов (3) представляла собой четко просматриваемую границу при исследовании на металлографическом микроскопе.

Обработка проведена при усилии прижатия 10 Н, скорости оборотов двухкоординатного стола 800 об/мин, продольная подача осуществлялась равномерно вручную. При обработке в качестве СОЖ использовалось машинное масло.

В результате обработки (рис.2 Б) ультразвуковым инструментом (1) с индентором из сплава ВК8 (2) были получены образцы пластин, которые в дальнейшем будут более детально изучены. Интерес изучения состоит в установлении закономерностей следующих параметров до и после воздействия: 1) шероховатость поверхности, 2) микротвёрдость поверхности, 3) микроструктурный анализ границы перехода между двумя материалами с целью обнаружить увеличение диффузии TiNi вглубь подложки из Сталь 3 на основании [3,4], 4) изучение изменения свойств TiNi, 5) устойчивость к трению.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Северденко В.П., Клубович В.В, Степаненко А. В. Обработка металлов давлением с ультразвуком. Минск: Наука и техника, 1973. - 286 с.
2. Томило В.А. Разработка и исследование ультразвуковой колебательной системы, применяемой для упрочнения заготовок рессор. Минск: Литье и металлургия. – 2015. - 2(79). - С. 102-110.
3. Носков А.С., Березняк Р.А. Ультразвуковая финишная обработка с эффектом насыщения поверхностного слоя детали графитом. // Вестник Саратовского государственного технического университета. – 2012. - 1(65), том 1. - С.53-56.
4. Житников Ю.З. Величина наклепа при ультразвуковом деформационном упрочнении /Ю.З. Житников, В.А. Волобуев // Автоматизация и современные технологии. - 2001. - № 6. - С. 3-4.

КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ЗНАКОПЕРЕМЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Коробкова А.А., Жукова Ю.С., Дубинский С.М., Пустов Ю.А., Прокошкин С.Д.
*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия
zhukova@misis.ru*

Титан и его сплавы широко используют для изготовления медицинских имплантатов ввиду сочетания высоких механических свойств, сравнительно малой плотности, хорошей био- и гемосовместимости, высокой коррозионной стойкости. Особенно перспективными для данного применения являются сплавы с эффектом сверхупругости, так как они обладают повышенной биомеханической совместимостью с костной тканью. Основную часть своего жизненного цикла имплантат находится в организме человека в контакте с весьма агрессивными средами, например, кровью или слюной, поэтому важной задачей является исследование электрохимических характеристик материала имплантата в модельных физиологических средах.

Целью настоящей работы являлось изучение коррозионно-электрохимического поведения сплавов на основе Ti-Zr в модельном физиологическом растворе, имитирующем состав жидкой фракции костной ткани организма человека (раствор Хэнкса), в том числе проведение испытания на функциональную усталостную долговечность, с использованием метода хронопотенциометрии.

Для изучения функциональной усталостной долговечности был сконструирован специальный испытательный стенд, позволяющий изучать коррозионно-электрохимическое, в том числе усталостное поведение новых сверхупругих биомедицинских сплавов при деформации образцов изгибом в модельном растворе.

Установлена закономерность влияния химического состава сверхупругих сплавов на основе Ti-Zr с их функциональной усталостной долговечностью в растворе Хэнкса: замена Nb на Ta в сплаве Ti-18Zr-14Nb, а также добавление к нему Nb повышает количество циклов до разрушения в режиме сверхупругого циклирования. Закономерность изменения долговечности объясняется различным положением температуры начала мартенситного превращения относительно температуры испытания.

Работы выполнены при поддержке проекта Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030), а также проекта РФФИ № 18-08-01193 А.

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Anshu Sahu	283, 285, 286	Бобровский В.В.	375
Betekhtin V.I.	199	Бойко Ю.М.	87, 221, 293
BuiHungThang	381	Бондарева С.А.	71
Churakova A.A.	246	Боргардт Т.А.	78
DoanDinhPhuong	381	Борзенко А.П.	293
Gunderov D.V.	246	Борик М.А.	244
Jayachandran S.	283, 284, 285, 286	Борисов А.К.	293
Jing Tao Wang	366	Борисова Ю.И.	238
Kadomtsev A.G.	199	Браиловский В.	302
Karlagina Yu.Yu.	199	Брилевский А.И.	106
Kolobov Yu.R.	197	Брусов А.Г.	275
Kolpakov A.Ya.	197	Булойчик И.А.	232
Manikandan M.	283, 284, 285, 286	Бунин И.Ж.	303
ManiPrabu S.S.	283, 284, 285, 286	Бурховецкий В.В.	358
Manokhin S.S.	197, 199	Бычкова А. В.	215
Narykova M.V.	199	Валиев Р.З.	299
Odintsova G.V.	197	Варюхин В.Н.	174
Palani.A.	283, 284, 285, 286	Васильева С.В.	164
Poplavskiy A.I.	197	Васюков В.В.	38
Sahu A.	284	Велигжанин А.А.	109
Tokmacheva-Kolobova A.Yu.	197, 199	Веремейчик А.И.	340
Yapryntsev M.N.	197	Видюшенков С.А.	183
Yuwei Liu	366	Викарчук А.А.	78
Абатурова А.А.	23	Виноградов А.Ю.	106, 124
Абашкин С.А.	251	Володько С.С.	160
Аббасова С.И.	315	Волочаев М.Н.	290
Аглетдинов Э.А.	124	Волочко А.Т.	203, 207
Аксенов Д.А.	343	Выродова А.В.	21
Аксенова В.Ю.	37	Вьюненко Ю.Н.	358, 361
Аксенова К.В.	5	Габриелян А.Х.	281, 282
Акула И.П.	261, 306, 378	Гамзелева Т.В.	381
Анашкина Н.Е.	303	Гангало А.Н.	59
Андреев В.А.	71, 77, 278, 281, 282	Ганеев А.В.	299
Аникеев С.Г.	290	Гарин А.С.	290
Антанович А.А.	50, 287	Гаюров Х.Ш.	95
Артюхова Н.В.	290	Глезер А.М.	109, 189
Аршинов К.И.	375	Гнутенко Е.В.	12, 192
Асфандияров Р.Н.	343	Гольцов В. А.	29, 31
Афоникина Н.С.	15	Гольцова Л. Ф.	31
Баграмов Р.Х.	171, 257, 263, 267	Гольцова М. В.	47
Багрец Д.А.	378	Гончаров В.К.	154
Базалева К.О.	323	Гончарова И.В.	41
Балаев Э.Ю.	309	Горнакова А.С.	15
Батасов А.В.	134	Гринкевич К.Э.	41
Белявин К.Е.	84, 296	Громов В.Е.	5, 110, 230
Беляев С.П.	77, 90, 278, 279, 280, 281, 282, 283, 284, 285, 286	Грызунова Н.Н.	78
Бердник О.Б.	317	Губанова А.В.	168
Бетехтин В.И.	218	Гувалов А.А.	315, 336
Бикбаев Р.М.	283, 284, 285, 286	Гузилова Л.И.	235
Бледнова Ж.М.	309	Гусаров С.В.	200
Блинова Е.Н.	92, 333	Гюнтер В.Э.	290
		Давыдкин В.Н.	119
		Данейко О.И.	128, 131
		Данилов В.А.	345

Девойно О. Г.	81, 180	Коджаспиров Г.Е.	134
Дежин В.В.	325, 328	Кожевникова Г.В.	270, 273
Делендик М.Н.	12, 192	Козьминская О.В.	177
Демидова Е.С.	77, 279	Колганов В.Д.	286
Денисов А.А.	337	Коледов В.В.	241
Дмитриевская Д.Б.	56	Колесенко В.М.	125
Дмитриевский А.А.	56, 361	Колесников С.А.	50, 287
Дородейко В.Г.	378	Колобов Ю.Р.	218
Дроботько В.Ф.	293	Комаров А.И.	100
Дубинский С.М.	302, 392	Комиссарова И.А.	5
Дунаев А.	140	Коновалов С.В.	5
Егоров В.М.	293	Константинов В.М.	232
Ерофеенко В.Т.	151	Константинов П.Е.	381
Жадько М.А.	165, 168	Коржов В.П.	111, 115, 148
Желтов М.А.	337	Кормышев В.Е.	230
Жигачев А.О.	38	Коробкова А.А.	392
Жигачева Д.Г.	56	Корольков О.Е.	296
Жукова Ю.С.	302, 392	Короткевич С.В.	44
Журерова Л.Г.	330	Кочегаров С.С.	337
Заворотнев Ю.Д.	189, 241	Крапивная О.Н.	375
Загуляев Д.В.	23	Крень А.П.	12, 192
Зеленин В.А.	207	Кривина Л.А.	317
Зибров И.П.	157, 263, 267, 312	Кривонос О.К.	144
Зизико А.В.	203	Кривошеев С.И.	350
Зинькевич Н.В.	192	Кропачева Н.Ю.	74
Зубков А.И.	165, 168, 337	Круглешов А.А.	390
Иванов А.М.	77, 281, 282	Кузнецов В.П.	137
Иванов Ю.Ф.	5, 230	Кузнецова Т.А.	210, 212
Иванова А.Б.	279, 280	Куксгаузен Д.А.	21
Ильющенко А.Ф.	144	Кулак М.М.	368, 372
Искандарова Д.О.	100	Кулебякин А.В.	244
Исмаилов Д.Р.	154	Кулясова О.Б.	299
Кабанов Д.А.	56	Куприн А.С.	212
Кадомцев А.Г.	140, 218	Куранова Н.Н.	186
Казак Н.Н.	320	Курилёнок А.А.	84, 100
Казанкин В.А.	7	Курицын А.М.	361
Казанкина Е.Н.	7	Курушкин Д.В.	358
Казыханов В.У.	141	Кухарева А.С.	177
Капуткин Д. Е.	215	Кучерский В.Ю.	165
Капуткина Л. М.	215	Лабецкий В.С.	355
Карасева У.П.	283, 286	Лайшева Н.В.	71
Кардаполова М.А.	81	Лалетин В.М.	103, 353
Карелин Р.Д.	71	Ланцман Г.А.	192
Кафтаранова М.И.	290	Лапицкая В.А.	210, 212
Кашевич И.Ф.	194	Лапковский А.С.	81
Кашуба И.В.	165	Латынина Т.А.	141
Кийко В.М.	111, 148, 251, 254	Линдеров М.Л.	299,
Киндоп В. Э.	215	Линевич А.В.	368
Киреева И.В.	21	Ломонова Е.Е.	244
Кириков С.В.	317	Лукьянов А.В.	186
Клевцов Г.В.	299	Луцко В.Ф.	366, 381
Клевцова Н.А.	299	Луцко Н.И.	81
Клубович В.В.	368, 372	Люльчак П.С.	286
Ковалевская Т.А.	128, 131	Мавлютов А.М.	248
Ковалько М.С.	203	Магазинов С.Г.	350
Ковш А.А.	306, 320	Майер С.С.	183

Макаревич Г.В.	97	Покровский А. И.	192
Малашенко В.В.	174	Пономарев Т.С.	296
Мамедов А.Д.	336	Прокошкин С.Д.	302, 392
Мамедова Г.А.	363	Протасеня Т.А.	12
Марихин В.А.	87, 293	Прохоров Д.В.	111, 148
Марков М.А.	67	Пряхин С.С.	387
Маркова А.	140	Пузырёв М.В.	154
Маркова Г.В.	302	Пустов Ю.А.	392
Мартиросов М.И.	9	Пушин А.В.	186
Марукович Е.И.	26	Пушин В.Г.	186
Марченко И.И.	37	Рааб А.Г.	343
Матвиенко О.В.	131	Рааб Г.И.	343
Матлин М.М.	7	Радованова Е.М.	293
Медведский А.Л.	9	Разливалова С.С.	38
Мельник Н.Ю.	207	Рахадиллов Б.К.	330
Мерсон Д.Л.	106, 299, 345	Рахимов Т.М.	278
Метлов Л.С.	189, 241	Рахимова У.Ч.	95
Милович Ф.О.	244	Реснина Н.Н.	77, 90, 278, 279, 280, 281, 282, 283, 284, 285, 286
Мильман Ю.В.	41	Римский Г.С.	275
Минько Д.В.	296	Родаев В.В.	38, 56
Михайлов В.В.	320	Романов Д.А.	110
Мишетьян А.Р.	260	Рубаник В.В.	355, 366, 378, 381, 390
Могучева А.А.	238	Рубаник В.В.(мл.)	378, 381
Мозжаров С.Е.	194	Рубанникова Ю.А.	230
Московский С.В.	110	Русецкий Г.А.	125
Мурашкин М.Ю.	141	Рыклина Е.П.	301
Мызина В.А.	244	Рябоштан В.А.	165, 168
Мягих П.Н.	106	Савицкий В.О.	381
Мясникова Л.П.	87, 293	Сазонов М.И.	340
Нарыкова М.В.	140, 218	Сальникова И.А.	97
Никифорова И.В.	381	Самолетов В.Г.	366, 368
Николаев В.И.	235	Сараева А.А.	21
Овчинников В.И.	119	Саркисян С.О.	62
Овчинников Е.В.	306, 320	Сасковец В.В.	97
Овчинников П.Н.	56	Свирид А.Э.	186
Оджаев Р.К.	251	Свяжин А. Г.	215
Онысько С.Р.	261	Семенов В.Н.	64
Орда Д.В.	100	Сенникова Л.Ф.	59
Орлова Т.С.	141	Сэндибек А.Қ.	330
Остропико Е.С.	347, 350, 358	Сибирев А.В.	90
Павилайнен Г.В.	74	Сидоров В.А.	53
Пантелеенко Ф.И.	53	Скворцова З.Н.	18
Пахомов П.	140	Смарыгина И. В.	215
Пахотин В.А.	221	Смирнов В.И.	183
Перкас М.М.	71	Соболь О.В.	165, 168
Пермякова И.Е.	333	Соснин К.В.	110
Петюшик Е.Е.	144	Сосновский И.А.	84, 100
Печников А.И.	235	Столяров В.В.	137, 296
Пигалева И.Н.	299	Страумал Б.Б.	15
Пиженин Д.Г.	251	Сундеев Р.В.	109
Пилецкая Л.И.	81	Сурсаева В.Г.	64
Пилипчук А. П.	180	Сырцов С.Р.	383
Письменова Н.Е.	293	Табачкова Н.Ю.	244, 279
Плужникова Т.Н.	163, 164	Табиева Е.Е.	330
Победенная З.В.	21		
Подболотов К.Б.	200		
Поддубная Н.Н.	103, 353		

Техтелев Ю.В.	241	Царева И.Н.	317
Ткаченко В.М.	59	Царенко Ю.В.	355, 366
Токий В.В.	224, 227	Цветкова Е.В.	323
Токий Н.В.	224, 227	Чевская О.Н.	260
Токмачева-Колобова А.Ю.	218	Чекан Н.М.	261, 306, 320, 378
Томашевская Е.Ю.	189	Чернявская Н.В.	358
Траскин В.Ю.	18	Чижик С.А.	210, 212
Трубловский В.Л.	383	Чикиряка А.В.	235
Тюрин А.И.	15, 38	Числов А.С.	244
Уазырханова Г.К.	330	Чумляков Ю.И.	21
Уксусников А.Н.	186	Чэнь С.	5
Урбан В.И.	378	Шабалов И.П.	260
Урбанович А.И.	151	Шавров В.Г.	241
Ушеренко С.М.	26	Шалимова А.В.	109
Ушеренко Ю.С.	26	Шедьков В.В.	375
Федоров В.А.	163, 164	Шеляков А.В.	77
Федотов Д.Ю.	163	Шибков А.А.	337
Филиппов Г.А.	260	Шкуратов Б.Е.	358
Филиппов Д.А.	103, 353	Шлыкова А.А.	164
Филиппова В.П.	92	Шляров В.В.	23
Филоненко В.П.	157, 263, 267, 312	Шульган Н.И.	154
Филяков А.Д.	110	Шурыгина Н.А.	92
Хабарова А.В.	212	Шут В.Н.	194, 375, 383
Хабарова И.А.	303	Щукин В.Я.	270
Хаймович П.А.	34	Эгамов М.Х.	95
Хвисевич В.М.	261, 340	Эйсымонт Е.И.	306, 320
Хвостунков К.А.	251	Юзбекова Д.Ю.	238
Хижняк С.	140	Юсупов В.С.	71
Хина Б.Б.	368, 372	Яковлев А.В.	163, 164
Хлопков Е.А.	358, 361	Янушкевич К.И.	275
Хмелев А.А.	53	Янченко М.В.	361
Ходоренко В.Н.	290	Япарова Е.Н.	279, 280, 284
Ходос И.И.	15	Яппарова Э.Х.	248
Хомченко А.В.	9	Ясников И.С.	124
Хорт Н.А.	200		

СОДЕРЖАНИЕ

Давиденков Николай Николаевич	3
Комиссарова И.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Аксенова К.В., Чэнь С. ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ТИТАНА	5
Матлин М.М., Казанкин В.А., Казанкина Е.Н. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ИНДЕНТИРОВАНИЕМ	7
Медведский А.Л., Мартиросов М.И., Хомченко А.В. ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ МЕЖСЛОЕВЫХ ДЕФЕКТОВ ТИПА РАССЛОЕНИЙ В ПОДКРЕПЛЁННОЙ КОМПОЗИТНОЙ ПАНЕЛИ ПРИ ВЗРЫВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	9
Протасеня Т.А., Крень А.П., Гнутенко Е.В., Делендик М.Н. ДЕФОРМАЦИОННЫЕ МОДЕЛИ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ЖЕСТКОГО ИНДЕНТОРА С УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИМ ПОЛУПРОСТРАНСТВОМ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	12
Горнакова А.С., Афоникова Н.С., Ходос И.И., Тюрин А.И., Страумал Б.Б. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ И КВД НА ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Ti–2.2 ВЕС.% Fe	15
Скворцова З.Н., Траскин В.Ю. ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА СКОРОСТЬ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ КАРБОНАТНЫХ ПОРОД И МАТЕРИАЛОВ	18
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Выродова А.В., Победенная З.В., Сараева А.А., Куксгаузен Д.А. ОРИЕНТАЦИОННАЯ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ	21
Шляров В.В., Загуляев Д.В., Абатурова А.А. АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА АК5М2, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМУ ПЛАВЛЕНИЮ ПОВЕРХНОСТИ	23
Марукович Е.И., Ушеренко Ю.С., Ушеренко С.М. ОСОБЕННОСТИ РЕАЛИЗАЦИИ ПРОЦЕССА ДИНАМИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ	26
Гольцов В. А. УПРОЧНЕНИЕ НЕПОЛИМОРФНЫХ МЕТАЛЛОВ ВОДОРОДОФАЗОВЫМ НАКЛЕПОМ	29
Гольцова Л. Ф., Гольцов В. А. ЗАРОЖДЕНИЕ И РАЗВИТИЕ НАУЧНОГО СООБЩЕСТВА ПО ВОДОРОДНОМУ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЮ	31
Хаймович П.А. КРИОДЕФОРМИРОВАНИЕ МЕТАЛЛОВ – ОСОБЕННОСТИ, ПРЕДЕЛЫ ПРИМЕНИМОСТИ И ПЕРСПЕКТИВЫ	34

Марченко И.Г., Аксенова В.Ю., Марченко И.И. УПРАВЛЕНИЕ ДИФфуЗИЕЙ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ ВНЕШНИМИ ПОЛЯМИ	37
Тюрин А.И., Родаев В.В., Разливалова С.С., Жигачев А.О., Васюков В.В. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОФОРМОВАНИЯ НА СИНТЕЗ И СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ НАНОВОЛОКНИСТОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ	38
Мильман Ю.В., Гринкевич К.Э., Гончарова И.В. ПРИМЕНЕНИЕ ФИЗИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ИХ ИЗНОСА ПРИ ТРЕНИИ	41
Короткевич С.В. ПРИНЦИП НАИМЕНЬШЕГО ДЕЙСТВИЯ И ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ В КИНЕТИКЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	44
Гольцова М. В. ВОДОРОДОУПРУГОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	47
Антанович А.А., Колесников С.А. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СЖАТИИ: ВЛИЯНИЕ СВЯЗУЮЩИХ МАТРИЦ	50
Пантелеенко Ф.И., Сидоров В.А., Хмелев А.А. ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИЙ	53
Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Родаев В.В., Овчинников П.Н., Дмитриевская Д.Б., Кабанов Д.А. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ С ДОБАВЛЕНИЕМ Al_2O_3 И SiO_2	56
Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Гангало А.Н. ВЛИЯНИЕ РАЗНЫХ СХЕМ КОМБИНИРОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИ МАРКИ М06	59
Саркисян С.О. ТЕОРИЯ МАЛЫХ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ МИКРОПОЛЯРНЫХ МАТЕРИАЛОВ	62
Сурсаева В.Г., Семенов В.Н. ТОРМОЖЕНИЕ ТРОЙНЫМИ СТЫКАМИ ПРИ ДВИЖЕНИИ ГРАНИЦ	64
Марков М.А. КОМБИНИРОВАННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ АВИАЦИОННОЙ И МОРСКОЙ ТЕХНИКИ	67
Андреев В.А., Юсупов В.С., Перкас М.М., Карелин Р.Д., Лайшева Н.В. Бондарева С.А. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ КОМПЛЕКС ПОЛУЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ ДИАМЕТРОМ 0,1 – 3,0 ММ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	71

Павилайнен Г.В., Кропачева Н.Ю. ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИЗГИБЕ БАЛОК И ПЛАСТИН	74
Демидова Е.С., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Иванов А.М., Шеляков А.В., Андреев В.А. ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА	77
Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Боргардт Т.А. МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПЕНТАГОНАЛЬНЫЕ КРИСТАЛЛЫ, ИХ ОТЛИЧИТЕЛЬНЫЕ ОСОБЕННОСТИ	78
Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Лапковский А.С., Пилецкая Л.И. МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОН МИКРОТВЕРДОСТИ В 3D МУЛЬТИМОДАЛЬНОМ ПОКРЫТИИ, НАНЕСЕННОМ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ	81
Белявин К.Е., Сосновский И.А., Курилёнок А.А. НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПОРОШКОВОГО СЛОЯ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКЕ	84
Бойко Ю.М., Марихин В.А., Мясникова Л.П. ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТАТИСТИЧЕСКИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ВЫСОКОПРОЧНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ	87
Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. ВЛИЯНИЕ ЖЕСТКОСТИ КОНТРТЕЛА НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПРИВОДА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	90
Филиппова В.П., Блинова Е.Н., Шурыгина Н.А. РАСЧЕТ ЭНТАЛЬПИИ ОБРАЗОВАНИЯ ВАКАНСИИ В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКЕ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ НА ОСНОВЕ ПОТЕНЦИАЛОВ МЕЖАТОМНОГО ПАРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ	92
Рахимова У.Ч., Эгамов М.Х., Гаюров Х.Ш. СТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В КАПЛЯХ НЕМАТИКА ПРИ ДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ	95
Макаревич Г.В., Сасковец В.В., Сальникова И.А. РАЗРАБОТКА УПРОЧНЯЮЩЕГО И АНТИАДГЕЗИОННОГО ПОКРЫТИЯ НА РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЯХ ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ ОРУДИЙ	97
Комаров А.И., Сосновский И.А., Орда Д.В., Куриленок А.А., Искандарова Д.О. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМБИНИРОВАННОГО ПОКРЫТИЯ, НАНЕСЕННОГО ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКОЙ СПЛАВА АК12 С ПОДСЛОЕМ СВИНЦА	100
Лалетин В.М., Поддубная Н.Н., Филиппов Д.А. АНОМАЛЬНЫЙ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ОБЛАСТИ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОГО РЕЗОНАНСА	103

Мягих П.Н., Брилевский А.И., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. ОСОБЕННОСТИ КОРРОЗИИ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА Mg-Zn-Ca	106
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Велигжанин А.А. ВОЗДЕЙСТВИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ КРИОГЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА	109
Романов Д.А., Московский С.В., Соснин К.В., Филяков А.Д., Громов В.Е. ТЕСТОВОЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ WC-AG	110
Коржов В.П., Кийко В.М., Прохоров Д.В. СТРУКТУРА И ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОСТИ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА ИЗ Nb-СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО ТВЕРДОФАЗНЫМ СПОСОБОМ С ЭЛЕМЕНТАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ	111
Коржов В.П. ТВЕРДОФАЗНОЕ ПОЛУЧЕНИЕ ЖАРОПРОЧНОГО КОМПОЗИТА СО СЛОИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ИЗ НИОБИЕВОГО СПЛАВА С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ И КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ	115
Овчинников В.И., Давыдкин В.Н. МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	119
Аглетдинов Э.А., Ясников И.С., Виноградов А.Ю. ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ, ВЫЗВАННОГО ДВОЙНИКОВАНИЕМ	124
Колесенко В.М., Русецкий Г.А. ВЛИЯНИЕ СПИН-СПИНОВОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА СИГНАЛЫ СВОБОДНОЙ ИНДУКЦИИ ЯДЕР ^{55}Mn В МАНГАНИТАХ С РАССЛОЕНИЕМ МАГНИТНЫХ ФАЗ	125
Данейко О.И., Ковалевская Т.А. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СОСТАВЛЯЮЩИХ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ДЕФЕКТНОЙ СРЕДЫ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННОГО МАТЕРИАЛА С ГЦК-МАТРИЦЕЙ	128
Матвиенко О.В., Данейко О.И., Ковалевская Т.А. ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ВОЗНИКНОВЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СТЕНКАХ НАГРУЖЕННОЙ ВНУТРЕННИМ ДАВЛЕНИЕМ СОСТАВНОЙ ТРУБЫ ИЗ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННОГО СПЛАВА	131
Батасов А.В., Коджаспиров Г.Е. ПОСТРОЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ	134
Кузнецов В.П., Столяров В.В. ФРЕТТИНГ ИЗНОС В КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ МАШИН И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СИСТЕМ	137
Кадомцев А., Дунаев А., Маркова А., Нарыкова М., Пахомов П., Хижняк С. ИК-СПЕКТРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В КЕРАМИКАХ ZnS ПРИ АБРАЗИВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	140

Орлова Т.С., Латынина Т.А., Мурашкин М.Ю., Казыханов В.У. ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Al-0.4Zr	141
Кривонос О.К., Ильющенко А.Ф., Петюшик Е.Е. МЕТОДЫ ОЦЕНКИ РАВНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ В ОБЪЕМЕ ВЫСОКОНАПОЛНЕННОГО ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА	144
Кийко В.М., Коржов В.П., Прохоров Д.В. ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОИСТО-ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ С ВОЛОКНАМИ САПФИРА И МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ	148
Ерофеенко В.Т., Урбанович А.И. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОХОЖДЕНИЯ ГАУССОВЫХ ПУЧКОВ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЛН ЧЕРЕЗ ОДНОСЛОЙНЫЙ ПЛОСКИЙ ЭКРАН ИЗ ПЕРМАЛЛОЯ	151
Гончаров В.К., Пузырёв М.В., Исмаилов Д.Р., Шульган Н.И. ВОЗМОЖНОСТЬ ПОЛУЧЕНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОСТРУКТУР ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ	154
Зибров И.П., Филоненко В.П. СИНТЕЗ И СТРУКТУРА НОВОЙ ФАЗЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ $Lu_xW_{4-x}O_{10}$ ($x \approx 1$)	157
Володько С.С. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ ПОРОШКОВОГО СПЛАВА $Ti_{28}Ni_{50}Hf_{22}$	160
Федоров В.А., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н. ОБРАТИМЫЕ ПРОЦЕССЫ, ПРОТЕКАЮЩИЕ В НАГРУЖЕННЫХ ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ ПРИ ПРОПУСКАНИИ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА	163
Федоров В.А., Шлыкова А.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Васильева С.В. ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ АЗОТА И АРГОНА	164
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	165
Рябоштан В.А., Зубков А.И., Соболев О.В., Жадько М.А., Губанова А.В. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОСАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ВЕЛИЧИНУ КОЭФФИЦИЕНТА ХОЛЛА-ПЕТЧА КОНДЕНСАТОВ Cu-Mo	168
Баграмов Р.Х. ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТОВ БОР-ФУЛЛЕРЕН C_{60}	171

Варюхин В.Н., Малашенко В.В. ДИНАМИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ	174
Кухарева А.С., Козьминская О.В. ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЦИЛИНДРЕ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ОТ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ И РАЗМЕРОВ ТЕЛА	177
Девойно О. Г., Пилипчук А. П. КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА И ПАРААРАМИДНЫХ ТКАНЕЙ	180
Смирнов В.И., Видюшенков С.А., Майер С.С. УРАВНЕНИЕ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ГОЛОВКЕ РЕЛЬСА	183
Свирид А.Э., Пушкин В.Г. Куранова Н.Н., Лукьянов А.В., Пушкин А.В., Укусников А.Н. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ И ПЛАСТИЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ Cu-Al-Ni	186
Глезер А.М., Заворотнев Ю.Д., Метлов Л.С., Томашевская Е.Ю. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ СТРУКТУРНОГО ПАРАМЕТРА ПОРЯДКА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ	189
Ланцман Г.А., Крень А.П., Делендик М.Н., Зинькевич Н.В., Покровский А.И., Гнутенко Е.В. ВОЗМОЖНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДА ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ РАЗБРАКОВКИ ЧУГУНА	192
Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Кашевич И.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФРАКЦИОННЫХ ЯВЛЕНИЙ НА КРИСТАЛЛАХ TGS С ПЕРИОДИЧЕСКИМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ПРИМЕСИ	194
Manokhin S.S., Kolpakov A.Ya., Kolobov Yu.R., Poplavskiy A.I., Yaprntsev M.N., Odintsova G.V., Tokmacheva-Kolobova A.Yu. INVESTIGATION OF THE EFFECT OF NANOSECOND LASER PULSES ON CHANGES IN THE STRUCTURAL AND PHASE COMPOSITION OF CARBON COATINGS OBTAINED BY HIGH -CURRENT PULSED METHODS OF VACUUM-ARC AND MAGNETRON SPUTTERING	197
Manokhin S.S., Tokmacheva-Kolobova A.Yu., Karlagina Yu.Yu., Betekhtin V.I., Kadomtsev A.G., Narykova M.V., Kolobov Yu.R. INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE FEATURES OF THE VOLUME OF THE MATERIAL ADJACENT TO THE CRACK SURFACE IN COARSE GRAINED AND SUBMICROCRYSTALLINE TITANIUM AFTER CREEP	199
Гусаров С.В., Подболотов К.Б., Хорт Н.А. ОГНЕУПОРНЫЕ БЕТОННЫЕ ИЗДЕЛИЯ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ, СОДЕРЖАЩИХ ВТОРИЧНЫЕ РЕСУРСЫ	200
Ковалько М.С., Волочко А.Т., Зизико А.В. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МЕДИ И БОРА НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УСТОЙЧИВОСТЬ ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА ИЗОТЕРМИЧЕСКИ ЗАКАЛЕННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЧУГУНОВ	203

Мельник Н.Ю., Зеленин В.А., Волочко А.Т. ВЫСОКОКРЕМНИСТЫЙ РЕЗИСТИВНЫЙ СПЛАВ СИСТЕМЫ Si-Cr-Co-Y-Nb-CeO ₂	207
Лапицкая В.А., Кузнецова Т.А., Чижик С.А. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ С ВИЗУАЛИЗАЦИЕЙ ОТПЕЧАТКА ИНДЕНТОРА ПРИ ПОМОЩИ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ	210
Хабарова А.В., Кузнецова Т.А., Лапицкая В.А., Куприн А.С., Чижик С.А. ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ VN НАНОИНДЕНТИРОВАНИЕМ	212
Капуткин Д. Е., Смарыгина И. В., Капуткина Л. М., Свяжин А. Г., Киндоп В. Э., Бычкова А. В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АУСТЕНИТНЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ	215
Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И., Нарыкова М.В., Колобов Ю.Р., Токмачева-Колобова А.Ю. ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	218
Пахотин В.А., Бойко Ю.М. ВОЛЬТАМПЕРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭМИССИИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ИОНОВ ПРИ РАЗРЫВЕ ПОЛИМЕРОВ	221
Токий Н.В., Токий В.В. АНИОННАЯ ВАКАНСИЯ В 100-ПЛАСТИНЕ АНАТАЗА МЕТОДОМ DFT	224
Токий В.В. , Токий Н.В. ПОДВИЖНОСТЬ УГЛЕРОДА В НАНОКРИСТАЛЛЕ КУБИЧЕСКОГО КАРБИДА КРЕМНИЯ В РАМКАХ УПРУГОГО ПОДХОДА	227
Кормышев В.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Рубанникова Ю.А. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	230
Константинов В.М., Булойчик И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ ИЗ ГАЗОВОЙ ЦИНКСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ НА ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЕННЫХ СТАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ	232
Гузилова Л.И., Чикиряка А.В., Печников А.И., Николаев В.И. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ И КРИСТАЛЛОВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ	235
Юзбекова Д.Ю., Борисова Ю.И., Могучева А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПЛШ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ AL-MG СПЛАВА ПОСЛЕ ИПД	238
Метлов Л.С., Коледов В.В., Шавров В.Г., Заворотнев Ю.Д., Техтелев Ю.В. ТЕОРИЯ ДВИЖЕНИЯ ДОМЕННЫХ ГРАНИЦ В СТРУКТУРНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ 1-ГО РОДА В СИСТЕМАХ С УЗКИМ ГИСТЕРЕЗИСОМ	241

Числов А.С., Борик М.А., Кулебякин А.В., Ломонова Е.Е., Милович Ф.О., Мызина В.А., Табачкова Н.Ю. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ТРАНСФОРМАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ В КРИСТАЛЛАХ ZrO_2 ЧАСТИЧНО СТАБИЛИЗИРОВАННЫХ Gd_2O_3	244
Churakova A.A., Gunderov D.V. ANALYSIS FRACTURES OF TINI ALLOY IN STATES WITH DIFFERENT GRAIN SIZES	246
Мавлютов А.М., Яппарова Э.Х. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА И ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Al-1.5Cu	248
Кийко В.М., Хвостунков К.А., Оджаев Р.К., Пиженин Д.Г., Абашкин С.А. АВТОМАТИЧЕСКАЯ РЕГИСТРАЦИЯ ДЛИНЫ РАСПРОСТРАНЯЮЩЕЙСЯ ТРЕЩИНЫ В ТОКОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛАХ	251
Кийко В.М. КОМПОЗИТНЫЕ ОКСИДНЫЕ ВОЛОКНА, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ, ДЛЯ АРМИРОВАНИЯ ХРУПКИХ МАТРИЦ: СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ	254
Баграмов Р.Х. ПОЛУЧЕНИЕ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ И УПРУГОСТЬЮ	257
Мишетьян А.Р., Шабалов И.П., Филиппов Г.А., Чевская О.Н. МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С РАЗНЫМ СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА И ТРУБ	260
Онысько С.Р., Хвисевич В.М., Чекан Н.М., Акула И.П. СВЕРХТВЕРДЫЕ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ nc-ZrCN/a-C ПОКРЫТИЯ	261
Филоненко В.П., Баграмов Р.Х., Зибров И.П. ВЛИЯНИЕ БОРА НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ ГРАФЕНОВОГО СЛОЯ, ФОРМИРУЮЩЕГОСЯ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ	263
Филоненко В.П., Зибров И.П., Баграмов Р.Х. СИНТЕЗ АЛМАЗОВ ИЗ НАНОРАЗМЕРНЫХ ФОРМ УГЛЕРОДА	267
Кожевникова Г.В., Щукин В.Я. ДЕФОРМИРОВАНИЕ ПОКОВОК ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	270
Кожевникова Г.В. МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА	273
Римский Г.С., Брусов А.Г., Янушкевич К.И. КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $MnNi_{1-x}Co_xNiSb$ ($0,00 \leq x \leq 0,50$)	275

Рахимов Т.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А. ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ti – 51 ат. % Ni ПОСЛЕ НАВЕДЕНИЯ МАРТЕНСИТА НАГРУЖЕНИЕМ В АУСТЕНИТНОМ СОСТОЯНИИ	278
Беляев С.П., Реснина Н.Н., Табачкова Н.Ю., Иванова А.Б., Япарова Е.Н., Демидова Е.С. ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА И СТРУКТУРА МЕЖМАРТЕНСИТНЫХ ГРАНИЦ	279
Иванова А.Б., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Япарова Е.Н. ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В РАЗЛИЧНЫХ ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЯХ	280
Габриелян А.Х., Иванов А.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И НАПРЯЖЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ $Ti_{49}Ni_{51}$ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ И ВЫДЕРЖКЕ	281
Иванов А.М., Габриелян А.Х., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А. ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ $Ti_{49}Ni_{51}$	282
Карасева У.П., Бикбаев Р.М., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Palani I.A., ManiPrabu S.S., Manikandan M., Jayachandran S., Anshu Sahu МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПРИ СЖАТИИ СПЛАВА $TiNi$, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ WAAM	283
Япарова Е.Н., Реснина Н.Н., Palani I.A., Беляев С.П., ManiPrabu S.S., Manikandan M., Jayachandran S., Sahu A., Бикбаев Р.М. СТРУКТУРА ТОНКИХ ПЛЕНОК СПЛАВА $TiNi$, НАПЫЛЕННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ	284
Бикбаев Р.М., Palani I.A., Реснина Н.Н., Беляев С.П., ManiPrabu S.S., Manikandan M., Jayachandran S., Anshu Sahu ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ РАССТЯЖЕНИИ СПЛАВА $TiNi$, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ WAAM	285
Реснина Н.Н., Palani I.A., Беляев С.П., ManiPrabu S.S., Люльчак П.С., Карасева У.П., Manikandan M., Jayachandran S., Anshu Sahu, Бикбаев Р.М., Колганов В.Д. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА $TiNi$, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ	286
Антанович А.А., Колесников С.А. ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ АРМИРОВАНИЯ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ ДЕФОРМАЦИЮ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ СЖАТИИ	287
Аникеев С.Г., Артюхова Н.В., Волочаев М.Н., Кафтаранова М.И., Гарин А.С., Ходоренко В.Н., Гюнтер В.Э. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ПОРОШКОВОГО СПЛАВА $TiNi$ В ПЕРСПЕКТИВЕ СОЗДАНИЯ БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ДИФфуЗИОННОГО СПЕКАНИЯ	290

Мясникова Л.П., Дроботько В.Ф., Борзенко А.П., Письменова Н.Е., Радованова Е.М., Бойко Ю.М., Марихин В.А., Борисов А.К., Егоров В.М. НЕКОТОРЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПОЛУЧЕНИЯ СУПЕРПРОЧНЫХ НИТЕЙ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА БЕЗРАСТВОРНЫМ МЕТОДОМ	293
Пономарев Т.С., Белявин К.Е., Минько Д.В., Корольков О.Е., Столяров В.В. ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ ИЗГИБЕ ПРОВОЛОКИ ИЗ ВОЛЬФРАМА	296
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Кулясова О.Б., Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л., Пигалева И.Н., Ганеев А.В. ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg6Al ПОСЛЕ ОТЖИГА И РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	299
Рыклина Е.П. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ФОРМИРУЮЩУЮСЯ ПРИ ПОСЛЕДЕФОРМИЦИОННОМ СТАРЕНИИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА, И СТАДИЙНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ (ОБЗОР)	301
Дубинский С.М., Маркова Г.В., Прокошкин С.Д., Браиловский В., Жукова Ю.С. ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛИНВАРНОГО ПОВЕДЕНИЯ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ СПЛАВЕ Ti-Nb-Zr ПРИ ЦИКЛИРОВАНИИ	302
Бунин И.Ж., Анашкина Н.Е., Хабарова И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ВЛИЯНИЯ СУБНАНОСЕКУНДНОГО ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА В ВОЗДУХЕ ПРИ АТМОСФЕРНОМ ДАВЛЕНИИ НА СТРУКТУРНО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ГЕОМАТЕРИАЛОВ	303
Чекан Н.М., Овчинников Е.В., Акула И.П., Эйсымонт Е.И., Ковш А. ГИБРИДНО-УПРОЧНЕННЫЕ ВАКУУМНЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ	306
Балаев Э.Ю., Бледнова Ж.М. ПОВЫШЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПУТЕМ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ОБРАБОТКИ	309
Зибров И.П., Филоненко В.П. НОВАЯ ФАЗА ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ NaV_3O_6 : СИНТЕЗ И СТРУКТУРА	312
Гувалов А.А., Аббасова С.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАНОДИСПЕРСНОЙ ДОБАВКИ НА СВОЙСТВА ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ	315
Бердник О.Б., Царева И.Н., Кириков С.В., Кривина Л.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	317

Казак Н.Н., Михайлов В.В., Чекан Н.М., Овчинников Е.В., Эйсымонт Е.И., Ковш А.А. КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ	320
Базалеева К.О., Цветкова Е.В. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДАМИ ЛАЗЕРНОЙ 3D-ПЕЧАТИ	323
Дежин В.В. ОБ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ КОЛЕБАНИЯХ СЕКМЕНТА ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ ПОД ВЛИЯНИЕМ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ В БЕЗДИССИПАТИВНОМ КРИСТАЛЛЕ	325
Дежин В.В. ОБ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЯХ БЕСКОНЕЧНОЙ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ ПОД ВЛИЯНИЕМ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ В БЕЗДИССИПАТИВНОМ КРИСТАЛЛЕ	328
Рахадиллов Б.К., Табиева Е.Е., Уазырханова Г.К., Журерова Л.Г., Сэндибек А.К. ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОЛЕСНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЗАКАЛКИ	330
Пермякова И.Е., Блинова Е.Н. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ Fe-Ni-B И Co-Fe-Cr-Si-B ПРИ ОТЖИГЕ	333
Гувалов А.А., Мамедов А.Д. ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА СВОЙСТВА АСФАЛЬТОБЕТОНА	336
Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А., Кочегаров С.С. ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЙ СПОСОБ ВЫЯВЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ, ДЕФОРМИРУЕМЫХ В ВОДНОЙ СРЕДЕ	337
Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвисевич В.М. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ДЕТАЛЕЙ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ УПРОЧНЕНИИ НА ОСНОВЕ РЕШЕНИЯ ОБРАТНОЙ ЗАДАЧИ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ	340
Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н., Рааб Г.И., Рааб А.Г. СТРУКТУРНАЯ ТРАНСФОРМАЦИЯ ЧИСТОЙ МЕДИ И ТИТАНА В УСЛОВИЯХ СВОБОДНОГО ИЗГБА	343
Данилов В.А., Мерсон Д.Л. ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ КОРРОЗИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ МЕТОДОМ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ	345
Остропико Е.С. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СЖАТИЯ	347

Кривошеев С.И., Магазинов С.Г., Остропико Е.С. ДЕФОРМИРОВАНИЕ СПЛАВА TiNi ИМПУЛЬСОМ МАГНИТНОГО ДАВЛЕНИЯ	350
Лалетин В.М., Поддубная Н.Н., Филиппов Д.А. МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СТРУКТУРАХ НИКЕЛЬ – КВАРЦ – НИКЕЛЬ, НИКЕЛЬ – ЦТС – НИКЕЛЬ	353
Царенко Ю.В., Рубаник В.В., Лабецкий В.С. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ В ПРОВОЛОКЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ	355
Хлопков Е.А., Бурховецкий В.В., Курушкин Д.В., Остропико Е.С., Чернявская Н.В., Шкуратов Б.Е., Вьюненко Ю.Н. ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА TiNi	358
Курицын А.М., Янченко М.В., Дмитриевский А.А., Хлопков Е.А., Вьюненко Ю.Н. ЭВОЛЮЦИЯ ОБРАТИМОСТИ ФОРМЫ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ	361
Мамедова Г.А. СИНТЕЗ ПРАКТИЧЕСКИ ВАЖНОГО ЦЕОЛИТА АНАЛЬЦИМА НА ОСНОВЕ ПРИРОДНОГО МИНЕРАЛА НАХЧЫВАНА	363
Царенко Ю.В., Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Самолетов В.Г., Jing Tao Wang, Yuwei Liu УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА НАНОМЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫМИ МЕТОДАМИ	366
Кулак М.М., Линевич А.В., Самолетов В.Г., Клубович В.В., Хина Б.Б. СИНТЕЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ НИКЕЛЬ АЛЮМИНИЙ С НАНОДОБАВКАМИ	368
Хина Б.Б., Клубович В.В., Кулак М.М. МОДЕЛЬ РАСЧЕТА АДИАБАТИЧЕСКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ СВС В СИСТЕМЕ Ni-Al С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ CALPHAD-ПОДХОДА	372
Аршинов К.И., Бобровский В.В., Крапивная О.Н., Шедьков В.В., Шут В.Н. МНОГОЧАСТОТНОЕ ЗОНДИРОВАНИЕ ФАКЕЛА ПЛАМЕНИ ПРОПАНА С ПОМОЩЬЮ CO ₂ -ЛАЗЕРА	375
Рубаник В.В., Рубаник В.В.(мл.), Урбан В.И., Багрец Д.А., Чекан Н.М., Акула И.П., Дородейко В.Г. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА TiNi СПЛАВА С АЛМАЗОПОДОБНЫМ ПОКРЫТИЕМ, ПОЛУЧЕННЫМ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ	378
Рубаник В. В., Савицкий В.О., Рубаник В.В.мл, Луцко В.Ф., Никифорова И.В., Константинов П.Е., VuiHungThang, DoanDinhPhuong, Гамзелева Т.В. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ГРАФЕНОВЫХ СТРУКТУР В РАСТВОРИТЕЛЕ	381
Шут В.Н., Сырцов С.Р., Трубловский В.Л. СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ (Ni _{1-x} Zn _x)Fe ₂ O ₄ С ПРОСТРАНСТВЕННЫМ ИЗМЕНЕНИЕМ СОСТАВА	383

Пряхин С.С. ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ НА ПРОДОЛЬНОЮ УПРУГОСТЬ НИТИНОЛА ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	387
Рубаник В.В., Круглешов А.А. ПРИМЕНЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОСЛЕ НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ	390
Коробкова А.А., Жукова Ю.С., Дубинский С.М., Пустов Ю.А., Прокошкин С.Д. КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ЗНАКОПЕРЕМЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ	392
АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ	393
СОДЕРЖАНИЕ	397

Научное издание

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ
Материалы международной научной
конференции

(Витебск, 25–29 мая 2020 года)

Оформление и компьютерная верстка: Т.С. Дубровской, С.Ю. Какойченко

Подписано в печать 25.05.2020. Формат 60x84/8. Бумага офсетная.
Печать цифровая. Усл. печ. л. 51,125. Уч-изд. л. 44,67. Тираж 80 экз.
Заказ 1723.

Выпущено по заказу ГНУ «Институт технической акустики
Национальной академии наук Беларуси»
Издатель и полиграфическое исполнение: ОАО «Типография «Победа».
Свидетельство о государственной регистрации
издателя, изготовителя, распространителя печатных
изданий № 1/178 от 12.02.2014, № 2/38 от 29.01.2014
Ул. Тавляя, 11, 222310, Молодечно, Республика Беларусь.