

НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК БЕЛАРУСИ

МЕЖГОСУДАРСТВЕННЫЙ КООРДИНАЦИОННЫЙ СОВЕТ ПО ФИЗИКЕ
ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

ИНСТИТУТ ТЕХНИЧЕСКОЙ АКУСТИКИ
НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

Материалы Международного симпозиума

(Минск, 25-29 мая 2026 года)

Минск
БГУИР
2026

УДК 539.2
ББК 22.25
П-27

Под редакцией члена-корреспондента Национальной академии наук Беларуси,
доктора технических наук, профессора В.В. Рубаника

Перспективные материалы и технологии: материалы Международного
П27 симпозиума, Минск, 25–29 мая 2026 г. / под ред. В. В. Рубаника. – Минск : БГУИР, 2026.
– 446 с.

ISBN 978-985-543-891-6.

Сборник материалов международного симпозиума содержит научные результаты по перспективным конструкционным и функциональным материалам. Отдельное внимание уделено прикладному использованию данных материалов, а также созданных на их базе технологий и устройств.

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

Тексты набраны с авторских оригиналов.

**УДК 539.2
ББК 22.25**

ISBN 978-985-543-891-6

© Институт технической акустики
НАН Беларуси, 2026
© Оформление. УО «Белорусский
государственный университет
информатики и радиоэлектроники», 2026

Уважаемые коллеги!

Благодарим Вас за проявленный интерес и активное участие в Международном симпозиуме «Перспективные материалы и технологии», организованном Институтом технической акустики при поддержке Национальной академии наук Беларуси и Межгосударственного координационного совета по физике прочности и пластичности материалов.

Традиция научных встреч, начатая Институтом технической акустики в 2008 году, получила достойное продолжение. За прошедшие годы симпозиум стал авторитетной международной площадкой, и форум 2026 года вновь это подтвердил.

В работе симпозиума приняли участие учёные и специалисты из Беларуси, России, Вьетнама, Китая, Кубы, Монголии и Узбекистана.

Оргкомитет выражает признательность всем докладчикам и слушателям за интерес к мероприятию и активную научную дискуссию.

Надеемся, что представленные в сборнике материалы будут способствовать дальнейшему развитию исследований в области перспективных материалов и технологий.

Организационный комитет симпозиума «Перспективные материалы и технологии»
25-29 мая 2026
Минск, Беларусь

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ С КЕРАМИКОЙ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ

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

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,

niil_svarka@bntu.by

Металлические сплавы на основе материала MCrAlY очень часто применяются как функциональное внешнее покрытие или связующее покрытие при процессе плазменного напыления и весьма полезны при защите поверхностей от разрушения при высокотемпературном воздействии на компоненты газовых турбин в авиационных двигателях. Новая область использования данных покрытий может быть получена путем добавления частиц новых материалов к базовой металлической матрице MCrAlY для создания композиционных покрытий.

Газотермические композиционные покрытия MCrAlY с усиленными функциональными свойствами из-за добавления армирующих элементов, таких как иттрий-стабилизированный диоксид циркония (YSZ) ($\text{ZrO}_2\text{-}8\text{Y}_2\text{O}_3$), CeO_2 , $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$, Al_2O_3 , диоксид циркония (CSZ) ($\text{ZrO}_2\text{-}25\text{CeO}_2\text{-}2,5\text{Y}_2\text{O}_3$) [1] характеризуются повышенными механическими свойствами, коррозионной и термической стойкостью. Однако, недостаточная прочностная связь между оксидами и металлической матрицей, формирование трещин, сколы, пористость являются характерными недостатками у газотермически напыленных покрытий. Для уменьшения этих дефектов и улучшения прочностных характеристик покрытия применяются различные варианты последующей высокоэнергетической обработки с помощью лазера или компрессионной плазмы.

В работе [2] исследованы покрытия из композиционных материалов на основе MMC-металлической матрицы, нанесенной методом плазменной наплавки (ПТА). Композитные материалы были изготовлены из механических смесей YSZ (ZrO_2 - 13 мас. % Y_2O_3), имеющих разные показатели объемных концентраций с включением в матрицу NiCrAlY . Морфологии и структуры композиционных покрытий анализировались с использованием энергодисперсионной спектроскопии, дифракции рентгеновских лучей и микроскопических наблюдений. Механические свойства у MMC-покрытий оценивались по параметрам микротвердости. Порошковый материал NiCrAlY , применяемый в качестве матрицы, являет собой распыленный при помощи инертного газом порошок (рисунок 1 а) с гранулометрией 45–125 мкм. В качестве материала наполнителя применяли порошок $\text{ZrO}_2\text{-}13$ мас. % Y_2O_3 с гранулометрией 22–45 мкм (рисунок 1 б) и 5–22 мкм. MMC порошки были изготовлены при использовании процесса механического смешения двух порошков с использованием: а) YSZ с распределением 22–45 мкм (10 и 30 об.% в смеси); и б) YSZ с распределением 5–22 мкм (20 об.% в смеси) с порошком MMC NiCrAlY . Порошок $\text{ZrO}_2\text{-}13$ мас.% Y_2O_3 добавляли к металлической матрице NiCrAlY для уменьшения теплопроводности покрытий. Изменение концентрации у Y_2O_3 стабилизирует диоксид циркония в разных кристаллических фазах. Смеси мехсмешивали и сушили при температуре около 120 °C в течение 24 часов.

В статье [3] было изучено высокотемпературное окислительное поведение покрытий NiCrAlY с добавлением оксида церия, нанесенных методом HVOF на суперсплавы. Современные промышленные газовые турбины эксплуатируются при температуре газа на входе до 1400 °C, как и авиационные двигатели, для достижения максимальной эффективности и удовлетворения требований энергетической промышленности. Лопатки турбины, используемые в газовых турбинах, подвергаются самым высоким тепловым и механическим нагрузкам при 1400 °C в условиях эксплуатации. Во время работы лопатки газовых турбин должны выдерживать как механические, так и термические нагрузки, а также химическое воздействие окисления, которое значительно увеличивается с температурой.

В настоящее время только композитный материал, состоящий из основного материала, обычно суперсплавов на основе Ni, и покрытий на основе MCrAlY (M = Co, Ni или CoNi) обеспечивает необходимые механические свойства и защиту от высокотемпературной коррозии соответственно.

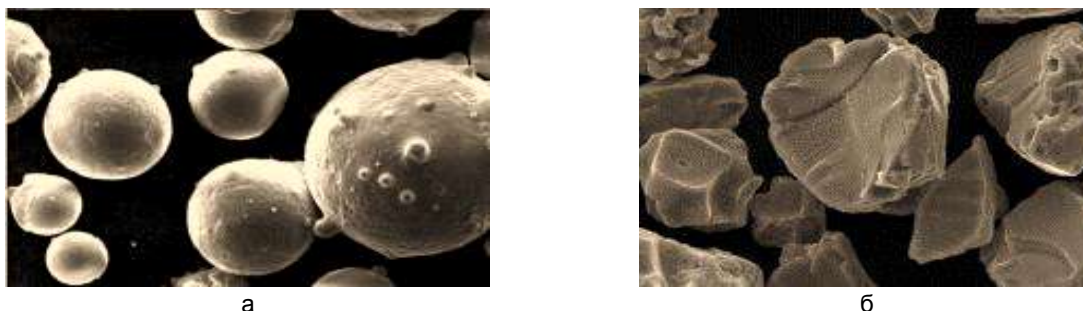


Рисунок 1 – СЭМ-микрофотографии порошковых материалов, из которых формировалось покрытие: а) порошок MMC NiCrAlY; б) порошок YSZ с гранулометрией 22–45 мкм

Покрытия используются либо в качестве отдельных защитных покрытий, либо в качестве связующего покрытия для термобарьерных покрытий (ТБС), которые широко применяются для лопаток и компонентов горячей секции газовых турбин. По мере увеличения рабочих температур газовых турбин требуемый срок их службы не может быть достигнут с использованием диффузионных покрытий, тогда как поверхностные покрытия лучше работают в агрессивной среде при повышенной температуре. Сообщалось о нанесении покрытий MCrAlY (M представляет собой Ni и / или Co) и диффузионных покрытий из Pt-алюминидов в качестве типичных связующих покрытий поверх суперсплавов для обеспечения защиты от окисления, а также для уменьшения несоответствия напряжений между верхним покрытием и суперсплавом. в литературе [4].

В [5] охарактеризовали покрытие NiCrAlY, нанесенное плазменным напылением на стали котельных труб, и проанализировали его пригодность для применения на тепловых электростанциях.

В [6] исследовали адгезионную прочность вакуумно-плазменного напыленного верхнего слоя NiCrAlY, нанесенного на подложку из медного сплава GRCor-84, покрытую связкой Cu-26Cr, и обнаружили, что прочность на растяжение покрытия выше, чем у подложки. Техника распыления с помощью детонационного пистолета (DGS) коммерчески используется при производстве износостойких покрытий из-за их высокой твердости и низкой стоимости энергии. Благодаря низкой пористости и хорошей адгезии покрытий DGS, внутренняя диффузия кислорода в покрытия эффективно предотвращается. Можно достичь температуры 3850 °C при горении и максимальной скорости (800-1200 м / с) для распыленных порошков в DGS, которые недостижимы с помощью плазменных и HVOF-процессов. Присутствие 0,4 мас. % CeO_2 в покрытиях MCrAlY может значительно улучшить как износостойкость, так и коррозионную стойкость покрытий. Церий, будучи поверхностно-активным элементом, снижает поверхностное натяжение и межфазную энергию между ядром кристалла и расплавом в процессе затвердевания, что приводит к улучшению смачивающих свойств и уменьшению краевого угла между расплавом и подложкой. В последние годы редкоземельные элементы (РЗЭ) успешно применялись для изменения поверхностных свойств покрытий, наносимых методом термического напыления. Сообщалось [6], что добавление CeO_2 в покрытия приводит к измельчению зерен и очистке границ зерен, что приводит к увеличению микротвердости и износостойкости покрытий. Кроме того, немного снизился коэффициент трения покрытий с добавлением оксида церия.

В [7] исследовали защитную роль покрытия из алюминия с добавлением церия на мягкой стали и сообщили, что церий улучшил защитную эффективность покрытий от сухой песчаной эрозии и коррозии в разбавленной среде NaCl и H_2SO_4 . В недавних исследованиях было показано, что эрозионную стойкость алюминидных покрытий можно улучшить за счет редкоземельных элементов, например, иттрий улучшил

стойкость покрытий из FeAlCr (Y) к коррозии, коррозионной эрозии и сухой песчаной эрозии соответственно.

В [8] были первыми, кто ввел редкоземельные элементы для улучшения износостойкости и коррозионной стойкости покрытий, нанесенных термическим напылением и модифицированных лазером для различных систем, включая покрытия из сплавов, керамические покрытия и покрытия из интерметаллических соединений NiAl. Они также продемонстрировали, что добавление редкоземельных элементов может повысить износостойкость и коррозионную стойкость покрытий за счет улучшенной твердости, ударной вязкости, прочности связи и термостойкости материалов покрытия. Первоначально оптимизации общего состава покрытия NiCrAlY уделялось должное внимание, а затем в покрытие был добавлен оксид церия для улучшения микроструктуры и обеспечения повышенной коррозионной стойкости этих покрытий [9].

Несмотря на достигнутый прогресс, требуется подробное исследование для оптимизации окисления, стойкости к горячей коррозии и механических свойств покрытий. Нет опубликованной литературы по применению CeO₂ в покрытиях из сплава NiCrAlY, нанесенных методом DGS. В настоящей работе микроструктура, пористость, толщина покрытия, фазообразование и микротвердость покрытий из сплава NiCrAlY - RE, напыленных с помощью D-распылителя, были изучены с использованием комбинированных методов дифракции рентгеновских лучей (XRD) и автоэмиссионной сканирующей электронной микроскопии / энергии дисперсионный анализ (FE-SEM / EDAX), чтобы предоставить экспериментальную основу для обоснования положительного влияния оксидов редкоземельных элементов в промышленности по нанесению покрытий. Для нанесения покрытий был выбран коммерчески доступный порошок NiCrAlY (размер частиц: 5/45 мкм, H.C. Starck - 413,3) с химическим составом Ni-22Cr-10Al-1Y. На рис. 2 показано, что частицы имеют сферическую форму с широким гранулометрическим составом от 2 до 35 мкм, что почти соответствует диапазону номинальных размеров, предоставленному производителем. Смесь CeO₂ (0,4 мас. %) чистотой 99,99% и порошка NiCrAlY измельчали в обычной вращающейся шаровой мельнице с шарами из нержавеющей стали в качестве измельчающей / мелющей среды в течение 8 часов с получением гомогенного порошка для осаждения покрытия.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. C. Sudha, P. Shankar, R.V. Subba Rao, R. Thirumurugesan, M. Vijayalakshmi, B. Raj, Microchemical and microstructural studies in a PTA weld overlay of Ni–Cr–Si–B alloy on AISI 304L stainless steel, *Surf. Coat. Technol.* 202 (2008) 2103–2112.
2. K. Partes, C. Giolli, F. Borgioli, U. Bardi, T. Seefeld, F. Vollertsen, High temperature behaviour of NiCrAlY coatings made by laser cladding, *Surf. Coat. Technol.* 202 (2008) 2208–2213.
3. F. Fernandes, A. Cavaleiro, A. Loureiro, Oxidation behavior of Ni-based coatings deposited by PTA on gray cast iron, *Surf. Coat. Technol.* 207 (2012) 196–203.
4. T. Zhang, D.Y. Li, Effects of cerium on dry sand erosion and corrosive erosion of aluminide coating on 1030 steel, *J. Mater. Sci. Lett.* 19 (2000) 429–432.
5. Y. Wang, R. Radovan Kovacevic, J. Liu, Mechanism of surface modification of CeO in laser remelted alloy spray coatings, *Wear* 221 (1998) 47–53.
6. K.L. Wang, Q.B. Zhang, M.L. Sun, X.G. Wei, Y.M. Zhu, Microstructure and corrosion resistance of laser clad coatings with rare earth elements, *Corros. Sci.* 43 (2001) 255–267.
7. Achar, D.R.G., R. Munoz-Arroyo, L. Singheiser, and W.J. Quadakkers, Modelling of phase equilibria in MCrAlY coating systems. *Surface and Coatings Technology*, 2004. 187(2): p. 272-283.
8. Ghadami, F., M. Heydarzadeh Sohi, and S. Ghadami, Effect of TIG surface melting on structure and wear properties of air plasma-sprayed WC–Co coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2015. 261: p. 108-113.
9. Prasad, H., S. Singh, and B.B. Panigrahi,

Mechanical activated synthesis of alumina dispersed FeNiCoCrAlMn high entropy alloy. Journal of Alloys and Compounds, 2017. 692: p. 720-726.

ТЕСТИРОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ ПОТОКА

Шерматов Ж.З.¹, Акбаров Р.Ю.¹, Ражаматов О.Т.¹, Окунев В.В.¹,
Поддубная Н.Н.²

¹Институт материаловедения Академии наук Республики Узбекистан, Ташкент, Узбекистан, j.shermatov@imssolar.uz

²Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
poddubnaya.n@rambler.ru

Автоматическая система регистрации импульсов с помощью фотометрического измерителя позволяет измерять характеристики полученных импульсов и исследовать образцы размерами до 1 м в диаметре, рис. 1. Образцы могут подвергаться комплексному воздействию световых потоков, механических нагрузок и обдуву. На базе БСП создан уникальный специализированный испытательный стенд (СИС). Для проведения испытаний или исследований свойств материалов под воздействием мощных световых потоков, сначала с помощью разработанных способов и специальных световых затворов создается требуемое распределение светового потока на месте расположения образцов [1].

Законы изменения этого поля времени, т.е. форма светового импульса задается с помощью формирующего световой импульс затвора. Размер испытываемых образцов может быть до 1 м. На стенде можно имитировать световое излучение с различными параметрами.

Установленный в фокальной зоне образец подвергается заданному световому излучению, характеристики которого и исследуемые свойства образцов измеряются и регистрируются разработанной системой измерения и регистрации (СИС).

Осуществлен анализ различных методов создания импульсов требуемой мощности и длительности в околофокальных плоскостях Зеркально-концентрирующие системы (ЗКС).

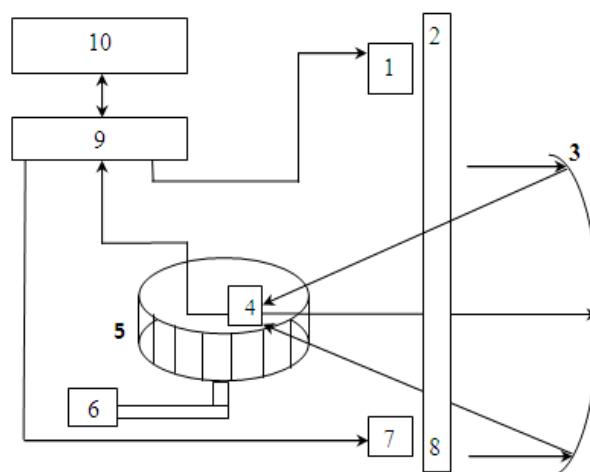


Рисунок 1 – Установка для получения импульса различной мощности и длительности:
1, 7 – электромагнит; 2, 8 – шторный затвор; 3 – концентратор; 4 – датчик; 5 – барабан; 6 – двигатель;
9 – блок согласования; 10 – персональный компьютер

Предложен наиболее оптимальный метод создания импульсов различной мощности и длительности на за-фокальной плоскости ЗКС с помощью шторных и роторно-щелевых затворов.

Разработаны необходимые конструкции шторных и роторно-щелевых затворов на БСП и определены их расположения относительно фокальной плоскости для испытываемых изделий размером до 1 метра рис. 2.



Рисунок 2 – Конструкция и установка шторного и роторно щелевого вращающего затвора в фокальной области БСП

Для проведения исследований и юстировки ЗКС был изготовлен имитатор солнечного лучистого потока размером 2,5х3,5м с фокусным расстоянием 5 м. Его отдельные facets размером 0,4х0,4м изготовлены способом холодной деформации. В процессе разработки и изготовления доказана возможность холодной деформации facets указанного размера до фокусного расстояния 5 м, стрела прогиба составила величину 2,5 мм. На рис.3 приведены различные типы имитаторов лучистого потока с искусственным источником излучения. Определение несоответствия экспериментальных результатов с расчетными данными ранее не было возможно из-за конкретно изготовленных ЗКС небольших размеров, в связи из-за малой величины фокального изображения.

Размеры фокального пятна для концентратора с углом раскрытия $\alpha = 74^\circ$ с фокусным расстоянием $f = 18$ м и $\Delta\alpha = 4\sigma = 8'$ где $\Delta\alpha$ - среднеквадратичное отклонение лучей, поступающих на фокальную плоскость, из-за среднеквадратичного отклонения нормалей оптической поверхности от их номинальных направлений ($\Delta\alpha = 4\sigma$), которому соответствует уникальная БСП в Паркенте и разработанной ЗКС диаметром 1,5м, углом раскрытия $\alpha = 60^\circ$ и погрешностью изготовления отражающей поверхности $\Delta\alpha = 8$ угл. мин. показаны ниже приведенной таблице 1.

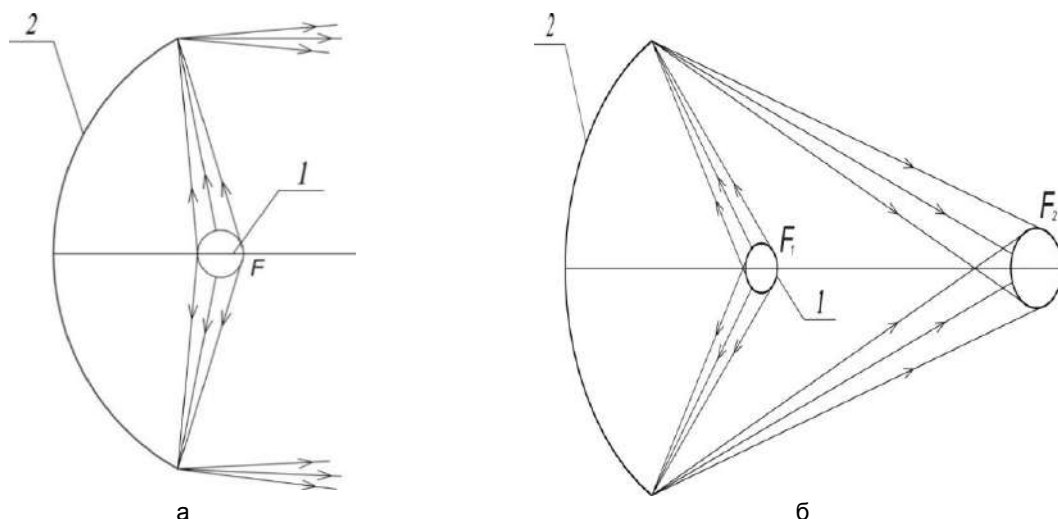


Рисунок 3 – Различные имитаторы лучистого потока с искусственным источником излучения:
а – параболический; б – эллипсоидный

Проведенный сравнительный анализ размерности для двух ЗКС показывает, что при их небольших размерах ЗКС ($D = 1,5$ м, $\alpha = 60^\circ$) фокальное пятно достаточно мало ($r_0 = 0,6$ см), что технически затрудняет осуществления достаточно точного измерения. Это дало повод в ранее рассмотренных многочисленных расчетах принять

«гауссовый» характер распределения плотности лучистого потока в фокальной плоскости ЗКС, работающего солнечным лучистым.

При рассмотрении фокального пятна ЗКС БСП ($r_0=12,5$ см, $r_2=19,8$ см, $r_3=68,3$ см, $r_4=71,6$ см, см.табл.1) был определен истинный характер распределения энергии, отличающийся от «гауссовского». Учитывая оптические аберрационные свойства параболоида, особенно, при измерениях от отдельных зон ЗКС БСП параболоидной формы, работающего с отдельными 62 гелиостатами, были измерены характерные участки фокального пятна рассеяния, ограниченные величинами $r_0, r_2 r_3 r_4$.

Таблица 1 – Данные сравнительного анализа размерности для двух ЗКС*

$D=60$ м (БСП) $u_i=74^\circ$, $f=18$ м, $\gamma_0=16'=0,2666^\circ$ $\gamma=\gamma_0+\Delta\alpha=16'+8'=24'$	$D=1,5$ м $u_i=60^\circ$, $f=0,65$ м, $\gamma_0=16'=0,2666^\circ$ $\gamma=\gamma_0+\Delta\alpha=16'+8'=24'$
$r_0 = f \operatorname{tg} \gamma_0 = 12,5$ см	$r_0 = f \operatorname{tg} \gamma_0 = 0,6$ см
$r_{2i} = f(1 + \operatorname{tg}^2 \frac{U_m}{2}) \operatorname{tg} \gamma_0 = 19,8$ см	$r_{2i} = f(1 + \operatorname{tg}^2 \frac{U_m}{2}) \operatorname{tg} \gamma_0 = 0,8$ см
$r_{3i} = \frac{f \left((1 + \operatorname{tg}^2 \frac{U_m}{2})^2 \operatorname{tg} \gamma_0 \right)}{1 - \operatorname{tg}^2 \frac{U}{2} + 2 \operatorname{tg} \left(\frac{U_m}{2} \right) \operatorname{tg} \gamma_0} = 68,3$ см	$r_{3i} = \frac{f \left((1 + \operatorname{tg}^2 \frac{U_m}{2})^2 \operatorname{tg} \gamma_0 \right)}{1 - \operatorname{tg}^2 \frac{U}{2} + 2 \operatorname{tg} \left(\frac{U_m}{2} \right) \operatorname{tg} \gamma_0} = 1,58$ см
$r_{4i} = \frac{f \left((1 + \operatorname{tg}^2 \frac{U_m}{2})^2 \operatorname{tg} \gamma_0 \right)}{1 - \operatorname{tg}^2 \frac{U}{2} - 2 \operatorname{tg} \left(\frac{U_m}{2} \right) \operatorname{tg} \gamma_0} = 71,6$ см	$r_{4i} = \frac{f \left((1 + \operatorname{tg}^2 \frac{U_m}{2})^2 \operatorname{tg} \gamma_0 \right)}{1 - \operatorname{tg}^2 \frac{U}{2} - 2 \operatorname{tg} \left(\frac{U_m}{2} \right) \operatorname{tg} \gamma_0} = 1,64$ см
* где $\Delta\alpha=\Delta\alpha_k+\Delta\alpha_2+\Delta\alpha_{c.cл}$ - суммарные среднеквадратичные погрешности поверхности зеркал концентратора, гелиостата и точности системы слежения гелиостатного поля.	

Учет распределения плотности лучистого потока Солнца в фокальной плоскости ЗКС позволит более точно описать полученные экспериментальные результаты для миделя со сложной конфигурацией, а также для их отдельных зон, работающих с гелиостатами размером 6,5х7,5м прямоугольной формы, которая меняется из-за изменения угловых отклонений гелиостата в горизонтальном и вертикальном направлениях во время слежения за Солнцем [2].

Таким образом, знание распределения в различных сечениях фокального пятна позволяет осуществить оптимальный выбор соответствующего участка для синтезируемых или испытываемых на световую стойкость материалов и изделий, особенно для ЗКС технологического назначения.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Абдурахманов А.А., Собиров Ю.Б., Махмудов С.Ш., Ахмадов Ш.М. Калибровка фотометра для измерения концентрированного лучистого потока. //Энергоресурсосбережение. 2021. №3. С.281-291.
2. Muhammad S. Paizullakhanov and Rasul Yu. Akbarov. Approaches to Simulation of Interaction of Concentrated Solar Radiation with Materials. Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. 2021. Том 14, Номер 3.

МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЭФФЕКТИВНОГО ХРАНЕНИЯ ВОДОРОДА

Пайзуллаханов М.С., Парпиев О.Р., Шерматов Ж.З., Нодирматов Э.З.,
Эрназаров Ф., Сулаймонов М., Ражаматов О.Т.

Институт материаловедения АН РУз, Ташкент, Узбекистан
fayz@bk.ru

Газообразные виды топлива, в первую очередь водород и метан, в настоящее время рассматриваются как наиболее перспективные энергоносители, поскольку их использование в существующих энергетических установках и двигателях технически реализуемо при достаточно высоком коэффициенте полезного действия [1]. Водород представляет особый интерес благодаря высокой удельной теплоте сгорания, достигающей ~ 120 МДж·кг⁻¹, и экологической чистоте продуктов его использования [2]. Однако практическая реализация водородной энергетики существенно ограничена сложностями его хранения. Приведены предельные эффективности твёрдофазного хранения водорода на примере гидрирования металлического лития методом рентгенофазового анализа, выявлены закономерности влияния температуры на их способность к удержанию водорода.

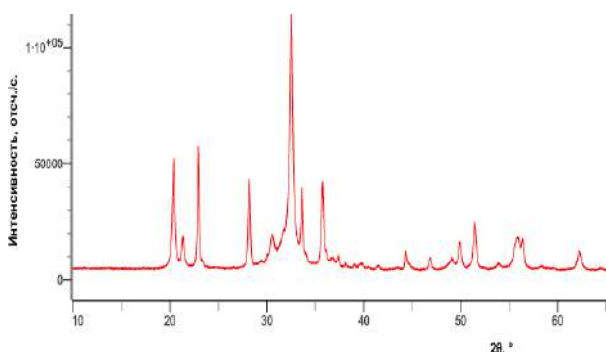


Рисунок 1 – Рентгенограмма металлического лития после обработки в водородной атмосфере при давлении 12 атм и температуре 700 °С.

Рентгенограмма (рис.1) металлического лития после обработки в водородной атмосфере при давлении 12 атм и температуре 700 °С позволяет оценить фазовый состав, степень гидрирования и структурные изменения исходного материала.

Рентгенограмма подтверждает успешный синтез гидрида лития с кубической структурой, высокой кристалличностью и стабильностью гидридной фазы. В случае лития реакция гидрирования протекает по уравнению $2\text{Li} + \text{H}_2 \rightarrow 2\text{LiH}$, при оптимальной температуре 600-700 °С.

Образующийся гидрид лития характеризуется ионным типом связи (Li^+H^-) и сохраняет термическую стабильность вплоть до температуры плавления около 688 °С. При нагревании до температур порядка 700 °С или при контакте с водой LiH разлагается с выделением водорода. Термическое разложение описывается реакцией $2\text{LiH} \rightarrow 2\text{Li} + \text{H}_2$, тогда как при взаимодействии с водой протекает экзотермическая реакция $\text{LiH} + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{LiOH} + \text{H}_2$. Расчёты показывают, что из 1 кг гидрида лития при его взаимодействии с водой может быть получено до 290 г водорода. В целом установлено, что литий, титан и натрий обеспечивают накопление водорода на уровне 12,4, 4,1 и 4,3 мас.% соответственно, что делает соответствующие гидридные системы перспективными для задач хранения и транспортировки водорода.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта Министерства инновационного развития Республики Узбекистан IL-9224094112 «Разработка металлгидридных материалов и контейнера для хранения водорода».

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Zheng Rong Chong, She Hern Bryan Yang, Ponnivalavan Babu, Praveen Linga. Review of natural gas hydrates as an energy resource: Prospects and challenges. Applied Energy (2016), Vol.162, pp.1633-1652. <https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2014.12.061>
2. Wenzhi Gao, Zhen Fu, Yong Li, Yuhuai Li and Jiahua Zou. Progress of Performance, Emission, and Technical Measures of Hydrogen Fuel Internal-Combustion Engines. Energies (2022), 15, 7401. <https://doi.org/10.3390/en15197401>

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОГО НАГРЕВА ПРИ НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ ЦЕНТРОБЕЖНЫМ МЕТОДОМ

Белоцерковский М.А., Сосновский И.А., Курилёнок А.А.

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

Процессы нанесения покрытий с применением электрофизического нагрева широко используются в технике для восстановления, упрочнения и изготовления деталей различного назначения. Индукционный нагрев является одним из видов электротермического нагрева, который сочетает в себе такие достоинства, как бесконтактная передача энергии от индуктора к детали, высокий к.п.д. использования электроэнергии, возможность поверхностного и локального нагревания [1–3].

Центробежный метод нанесения покрытий предусматривает обязательное вращение детали (стальной заготовки) для обеспечения формования наносимого материала. Покрытия могут быть образованы на внутренних, наружных, торцевых поверхностях цилиндрических и плоских деталей методами одиночной или групповой обработки. Технология позволяет наносить покрытия в режимах припекания и наплавки, сочетать одновременно процессы сварки и наплавки [4–5] (Рисунок 1).

Целью настоящей работы являлось установление взаимосвязи между полезными тепловыделениями, затрачиваемыми на нанесение покрытия, и подводимой энергией, которые необходимо знать при установке режимов нагрева и для определения энергоемкости процесса.



Рисунок 1 – Классификация технологических процессов нагрева при центробежном индукционном нанесении покрытий

Оценка эффективности индукционного нагрева. Обычно режим нагрева при выбранной конечной температуре поверхности и частоте задается средней (за период нагрева t_n) величиной энергии W_s (Рисунок 2), подводимой к индуктору в единицу времени. Часть энергии W_s , прежде чем поступит в заготовку теряется в индукторе и в электрической цепи генератора токов высокой частоты W_{s1} .

Энергия W_{s2} также только частично используется на нагрев заготовки, так как имеются потери, связанные с излучением и конвективным теплообменом $W_{ик}$. В результате непосредственно на нагревание заготовки, потребуется уменьшенная до W_n электромагнитная энергия. Однако и эта энергия W_n , идущая непосредственно на нагревание заготовки, не полностью (Рисунок 2) идет на повышение температуры из-за неизбежных потерь на возможные перегревы.

За вычетом этих потерь, оставшаяся электромагнитная энергия W_t является полезной, так как полностью расходуется на повышение температуры.

Тогда термический коэффициент индукторной системы [5] будет определяться отношением:

$$\eta_T = \frac{W_T}{W_{S2}} \quad (1)$$

В работе [3] термический коэффициент предлагается определять соотношением W_T/W_H . Термический коэффициент является наиболее значительным показателем экономичности процесса нагрева. На него влияет правильность выбора режимов нагрева и частоты источника нагрева.

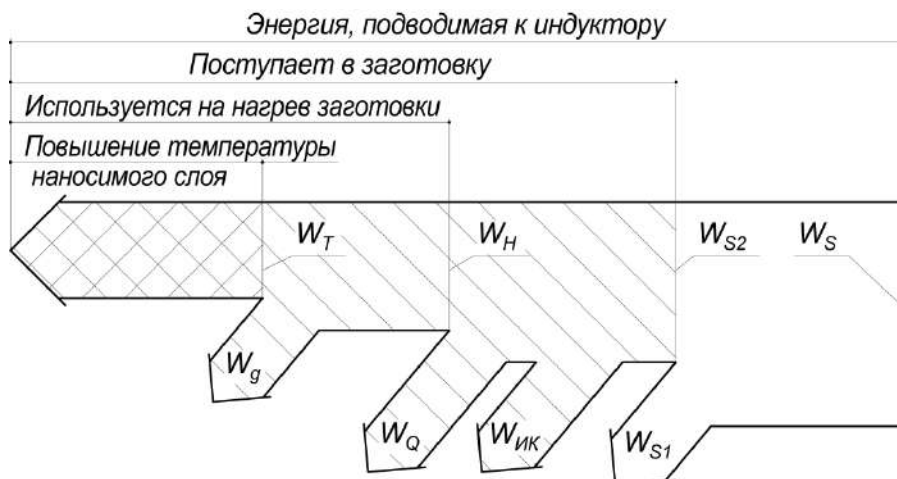


Рисунок 2 – Диаграмма распределения и потерь электромагнитной энергии в системе индуктор-деталь: W_{S1} – энергия, поглощаемая индуктором и электрическими цепями генератора; $W_{ИК}$, W_Q – соответственно энергия на излучение, конвекцию и теплопередачу

Энергоемкость процесса нанесения покрытия определяется затратами энергии на единицу массы наносимого материала покрытия. На основании проведенного анализа распределения и потерь энергии эти затраты запишутся в следующем виде:

$$W_S = W_T + W_g + W_Q + W_{ИК} + W_{S1} = \eta_T \cdot P_{и} \cdot t_{н} \quad (2)$$

Анализ эффективности индукционного нагрева при нанесении покрытий находится на уровне энергоемкости наружного индукционного нагрева заготовок под закалку. Объясняется это тем, на энергоемкость процесса под закалку в большей степени влияют потери на отвод тепла с нагреваемой поверхности в сердцевину детали, а при нанесении покрытий основные потери связаны с необходимостью изотермической выдержки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Белявин, К.Е. Индукционное упрочнение быстроизнашивающихся деталей узлов трения порошковыми покрытиями / К.Е. Белявин, И.А. Сосновский, А.Л. Худолей // Актуальные проблемы прочности: монография. В 2-х т. Т. 1 / под ред. В.В. Рубаника. – Витебск: УО «ВГТУ», 2018. – Гл. 15. – С. 272–290.
2. Индукционная наплавка покрытий из металломатричных композитов с использованием системы параметрической стабилизации технологических режимов / И.А. Сосновский, М.А. Белоцерковский, А.А. Куриленок, О.О. Кузнечик // Актуальные вопросы машиноведения: сб. научн. тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко (председатель) [и др.]. – Минск, 2017. – Вып. 6. – С. 201–206.
3. Демичев, А.Д. Поверхностная закалка индукционным способом / А.Д. Демичев – Л.: Машиностроение, 1979. – 80 с.
4. Сосновский, И.А. Термические параметры центробежного индукционного нанесения порошковых покрытий / И.А. Сосновский, Ю.Н. Гафо // Инженерно-физический журнал. – 2011. – Т.84, № 6. – С.1135-1142.
5. Рыскин, С.Е. Применение сквозного индукционного нагрева в промышленности / С.Е. Рыскин. – Л.: Машиностроение, 1979. – 64 с.

ВЫРАЩИВАНИЕ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ОБЪЕМНО-ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ МЕТАБОРАТА БАРИЯ АЛЬФА-МОДИФИКАЦИИ

Воронина И.С., Лыков П.А., Ивлева Л.И.*

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

*ivleva@lst.gpi.ru

Метаборат бария (BaB_2O_4 , BBO) является одним из классических материалов нелинейной оптики. Известны две основные кристаллические модификации этого соединения: высокотемпературная альфа-фаза ($\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$) и низкотемпературная бета-фаза ($\beta\text{-BaB}_2\text{O}_4$). Стабильная выше температуры полиморфного перехода $\sim 925^\circ\text{C}$, $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$ кристаллизуется в тригональной сингонии (пр.гр. $R\bar{3}c$) и является центросимметричной [1]. Как следствие, $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$ не обладает свойствами нелинейной оптики второго порядка. При охлаждении ниже температуры перехода α -фаза необратимо переходит в нецентросимметричную β -фазу (пр. гр. $R3c$), которая и демонстрирует высокие нелинейно-оптические характеристики [2]. В свою очередь $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$ обладает рядом уникальных физико-химических характеристик, в том числе, высоким двулучепреломлением, прозрачностью в УФ спектральном диапазоне и высокими порогами повреждения. Данные свойства определяют практический интерес к оптическим изделиям из этих материалов в качестве поляризаторов, делителей пучка излучения, волновых пластин, призм [3]. Целью настоящей работы является комплексное исследование процессов кристаллизации и реальной структуры объемно-профилированных монокристаллов $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$.

Классическим методом выращивания кристаллов $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$ является метод Чохральского. В данном исследовании выращивание монокристаллов $\alpha\text{-BBO}$ впервые проводилось модифицированным способом Степанова [4] на промышленной установке «Ника-3» из Pt тиглей на воздухе. Однофазная шихта α -модификации была приготовлена методом твердофазного синтеза из реактивов марки осч BaCO_3 и B_2O_3 взятых в стехиометрическом отношении 1:1 при температуре 1000°C в течение 5 часов. Расплав получен в тигле при температуре плавления 1100°C . Платиновый формообразователь прямоугольного сечения 25×15 мм с шириной капилляров 1 мм погружался в расплав, выращивание производилось с его верхнего торца. Скорость вытягивания варьировалась от 1.2 до 3 мм/ч, без вращения. Ориентация затравки – параллельно оптической оси C. Время послеростового отжига - 6 ч по специальной программе снижения мощности нагревателя во избежание появления включений бета-фазы в процессе перехода через фазовую границу (область $900\text{-}950^\circ\text{C}$). Поскольку сохранение однофазности материала в процессе роста и отжига критически важно для оптического качества кристаллов, была проведена оптимизация кристаллизационного узла. Вариант теплового узла для выращивания кристаллов $\alpha\text{-BBO}$ и распределение температуры в зонах роста и отжига представлены на рисунке 1.

Температура в тепловом узле измерялась термопарой Pt-Pt/Rh 30/6, подключенной к милливольтметру Ф-266 с использованием RC-фильтра, исключающего искажение измерений за счет наводок электромагнитного поля индуктора. Эксперименты показали, что тепловой узел с платиновой крышкой и цилиндрическим платиновым экраном приводит к формированию максимально мягких температурных градиентов: $25^\circ/\text{см}$ в зоне кристаллизации и $<5^\circ/\text{см}$ в зоне отжига (рис. 1, б). Проведенные исследования зависимости реальной структуры кристаллов от скорости роста установили, что при объемной скорости кристаллизации $1,13 \text{ см}^3/\text{ч}$ в кристалле формируются рассеивающие центры, расположение которых повторяет структуру капилляров формообразователя, либо фронт кристаллизации имеет ячеистую субструктуру. При скорости кристаллизации $0,45 \text{ см}^3/\text{ч}$ выращенный кристалл характеризуется отсутствием пузырей, трещин, включений посторонних фаз, прозрачностью в области от 185 до 3200 нм. В оптимальных условиях роста были воспроизводимо получены монокристаллы $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$ сечением 24×16 мм и длиной до 70 мм хорошего оптического качества (Рисунок 2).

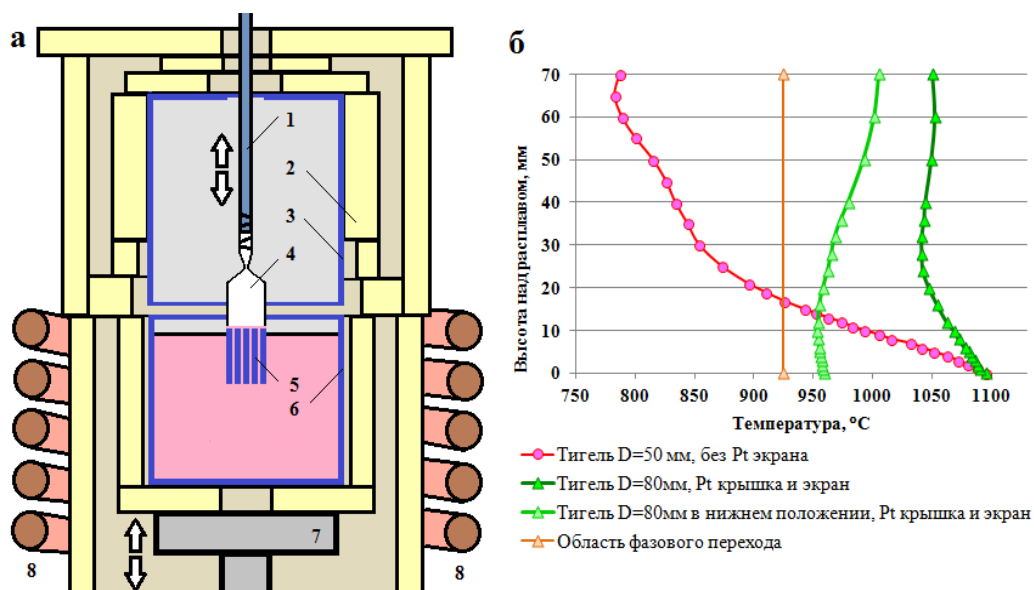


Рисунок 1 – Схема теплового узла: 1 – верхний шток, 2 – керамическая тепловая изоляция, 3 – платиновый экран, 4 – растущий кристалл на затравке, 5 – формообразователь, 6 – тигель с расплавом, 7 – нижний шток, 8 – индуктор (а); Распределение температур над расплавом во время роста и отжига в различных вариантах теплового узла (б)

Анализ картины распределения наведённого двупреломления методом оптической коноскопии показал наличие небольших напряжений в подзатравочной области, наведенное двулучепреломление в остальной части кристалла составляет менее $1 \cdot 10^{-5} \text{ см}^{-1}$. Исследование дислокационной структуры проводилось методом избирательного химического травления (глицерин, 100°C , 10 минут). Дислокационная структура кристаллов характеризуется наличием единичных дислокаций в подзатравочной области, в объеме кристалла дислокации не обнаружены. Однофазность кристалла $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$ подтверждена методом рентген-дифракционного анализа (Рисунок 3а). Спектр комбинационного рассеяния для полученных $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$ монокристаллов характерен для α -модификации и идентичен приводимым в литературе (Рисунок 3б).

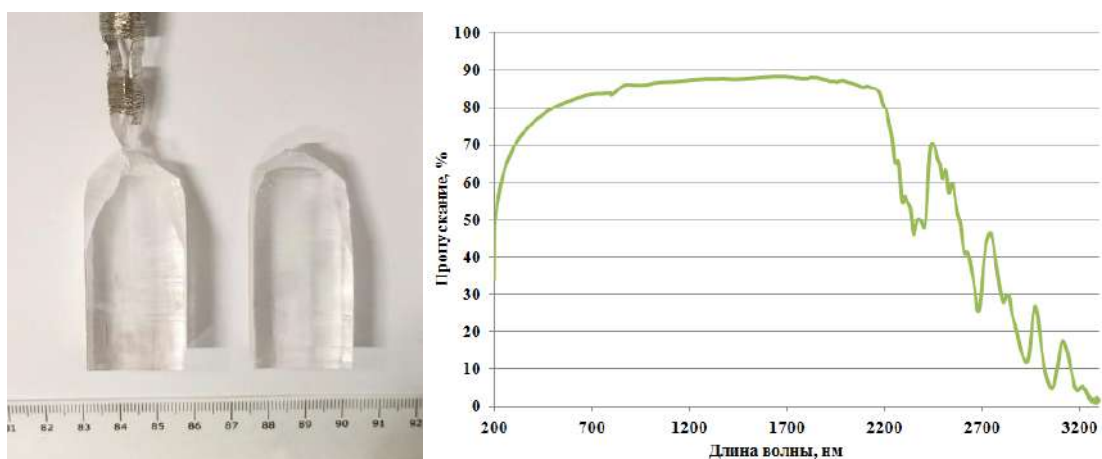


Рисунок 2 – Объемно-профилированные монокристаллы $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$ (а), спектр пропускания (б)

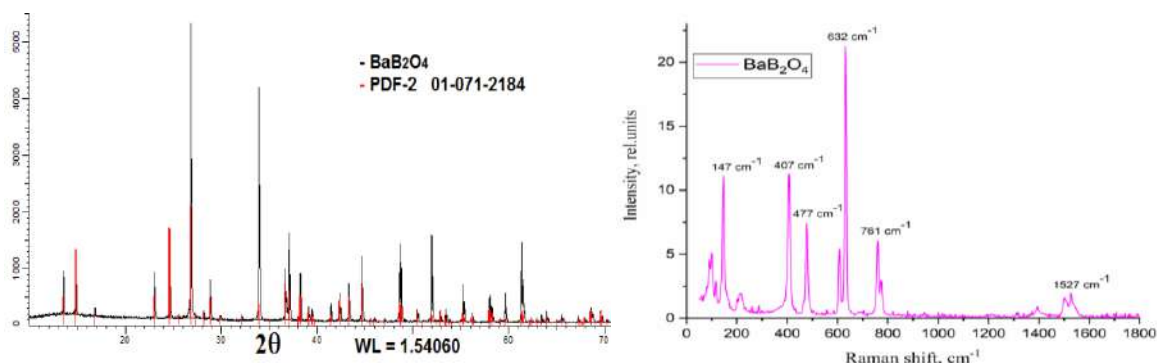


Рисунок 3 – Дифрактограмма (а) и спектр комбинационного рассеяния (б) объемно-профилированного монокристалла $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$

Модифицированный способ Степанова впервые применён для выращивания крупных объемно-профилированных кристаллов $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$. Определены оптимальные условия воспроизводимого получения кристаллов оптического качества, пригодных для изготовления элементов поляризационной оптики, используемых в УФ области спектра и при высоких мощностях излучения.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Zh. Guoqing, X. Jun, Ch. Xingda, Zh. Heyu, W. Siting, X. Ke, D. Peizhen, G. Fuxi. Growth and spectrum of a novel birefringent $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$ crystal // Journal of Crystal Growth. 1998. V.191. pp.517-519.
2. H. Kouta, S. Imoto, Y. Kuwano. $\beta\text{-BaB}_2\text{O}_4$ single crystal growth by Czochralski method using $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$ and $\beta\text{-BaB}_2\text{O}_4$ single crystals as starting material // Journal of Crystal Growth. 1993. V.128. pp.938-944.
3. V.P. Solntsev, E.G. Tsvetkov, V.A. Gets, V.D. Antsygin. Growth of $\alpha\text{-BaB}_2\text{O}_4$ single crystals from melts at various compositions: comparison of optical properties // Journal Crystal Growth. 2002. V.236. pp.290-296.
4. L.I. Ivleva, N.V. Bogodaev, N.M. Polozkov, V.V. Osiko. Growth of SBN single crystals by Stepanov technique for photorefractive applications // Optical Materials. 1995. V.4. 168-173

ИНЖЕНЕРНЫЙ РАСЧЕТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ НАПЛАВКЕ ПОКРЫТИЙ С ВНУТРЕННИМ ИНДУКЦИОННЫМ НАГРЕВОМ ДЕТАЛИ

Сосновский И.А., Курилёнок А.А., Комаров А.И., Орда Д.В.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь
AKTO13@mail.ru

Одним из наиболее производительных методов нанесения порошковых покрытий является процесс центробежной индукционной наплавки [1]. Центробежной индукционной наплавкой (ЦИН) в настоящее время можно наносить покрытия на внутренние, наружные и торцевые поверхности. Среди разнообразия схем индукционного нагрева в последнее время все более широкое применение в технологии центробежной наплавки находит нагрев ТВЧ со стороны внутренней поверхности детали (Рисунок 1).

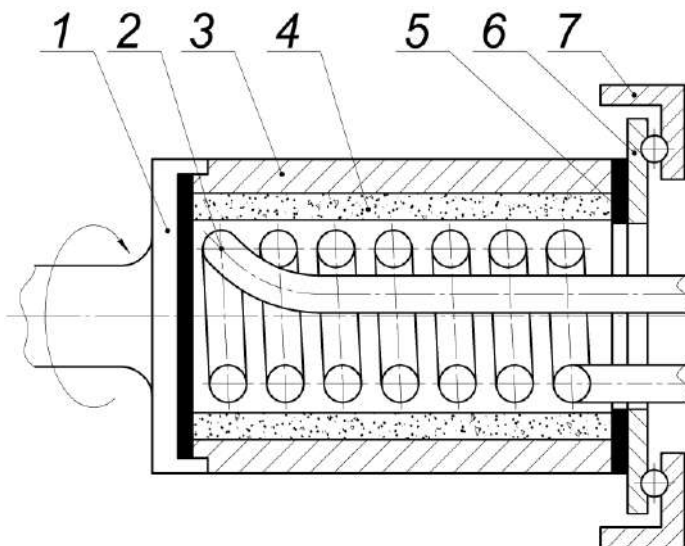
Такому виду нагрева ТВЧ присущи следующие основные преимущества: высокая производительность, низкая энергоемкость процесса, минимальная зона термического влияния индукционного тока на деталь и др.

Известные методы решения тепловых задач для процессов индукционных припекания и наплавки порошковых покрытий [2–4] обладают следующими основными недостатками:

1) не учитывается наличие радиационного теплообмена с поверхностями заготовки, что существенно снижает точность расчетов;

2) применявшиеся для решения этих задач операционные методы и метод конечных интервалов приводят к чрезвычайно громоздким математическим выражениям, требующим для расчета использования вычислительной техники, и не пригодны для инженерной практики;

3) отсутствуют основанные на известных решениях рекомендации по оптимизации технологических процессов.



1 – шпиндель центробежной установки; 2 – индуктор; 3 – заготовка; 4 – наплавляемая шихта;
5 – антипригарная прокладка; 6 – опорный диск; 7 – опора

Рисунок 1 – Принципиальная схема центробежной наплавки покрытий с использованием внутреннего индуктора ТВЧ

Наиболее важной стадией технологического процесса, определяющей физико-механические и эксплуатационные свойства получаемых изделий с покрытиями, является изотермическая выдержка при температуре плавления наносимого материала. Основная техническая задача на этой стадии – поддержание заданной средней температуры наплавляемой шихты (температуры плавления) в течение определенного промежутка времени (времени плавления). При этом термические режимы на предыдущих стадиях нагрева не оказывают существенного влияния на

кинетику процесса наплавки наносимого слоя к подложке.

Толщина наносимого слоя, как правило, значительно меньше толщины подложки и радиуса кривизны его поверхности. Свободную внутреннюю поверхность наносимого слоя и торцы цилиндра можно считать теплоизолированными. Следовательно, термическим сопротивлением наносимого слоя можно пренебречь, а распределение температуры по его толщине считать однородным и равным температуре внутренней поверхности подложки. По достижении внутренней поверхностью цилиндрической заготовки температуры плавления наносимого материала, температуру этой поверхности поддерживают постоянной путем управления мощностью источника нагрева. При этом распределение температуры по толщине заготовки является стационарным, а мощность, выделяемая внутренними источниками равна тепловому потоку с наружной поверхности заготовки, который обусловлен конвективным и лучистым теплообменом с окружающей средой.

Осуществление контроля и регулирования температуры внутренней поверхности вращающейся заготовки или наносимой шихты в технологическом процессе ЦИН является технически сложной задачей. Поэтому на практике используется контроль температуры наружной поверхности бесконтактными пирометрическими методами. Для поддержания заданной температуры наносимого слоя на стадии режима плавления требуется определить температурный перепад по толщине заготовки путем решения стационарной задачи теплопроводности для полого цилиндра с внутренним источником тепла.

Исходя из вышеприведенных анализа основных особенностей технологии ЦИН и сделанных допущений стационарную задачу теплопроводности на стадии наплавки наносимого слоя к внутренней поверхности полой цилиндрической заготовки можно сформулировать следующим образом. Одномерное температурное поле в заготовке описывается дифференциальным уравнением:

$$\frac{\lambda}{R} \frac{d}{dR} \left(R \frac{dT}{dR} \right) + q_v = 0, \quad (1)$$

где T – температура, К; R – радиальная координата, м; q_v – удельная мощность внутренних источников теплоты, Вт/м³; λ – коэффициент теплопроводности материала заготовки при температуре плавления порошка ($T_{пл}$), Вт/(м·К).

Пусть на внутренней поверхности цилиндра ($\lambda=\lambda_1$) теплообмен отсутствует, а на наружной поверхности ($R=R_2$) поддерживается температура $T=T_2$. Тогда граничные условия имеют вид:

$$\left. \frac{dT}{dR} \right|_{R=R_1} = 0; \quad (2)$$

$$T|_{R=R_2} = T_2. \quad (3)$$

Учитывая (2) и (3), после первого интегрирования получим уравнения (4), а после второго интегрирования (5):

$$\lambda \frac{dT}{dR} = -\frac{1}{R} \int_{R_1}^R q_v \rho d\rho, \quad (4)$$

$$T - T_2 = \frac{1}{\lambda} \int_{R_2}^R \frac{dr}{r} \int_{R_1}^r q_v \rho d\rho. \quad (5)$$

Исходя из этого, выражение для удельной мощности внутренних тепловых источников можно записать в виде:

$$q_v = q_0 e^{-\frac{2(R-R_1)}{\Delta}}, \quad (7)$$

$$q_0 = \frac{1}{2} \rho_3 \delta_{me}^2. \quad (8)$$

Подставив выражение (8) в решение (5), получим:

$$T - T_2 = \frac{q_0}{\lambda} e^{\frac{2R_1}{\Delta}} \int_R^{R_2} \frac{dr}{r} \int_{R_1}^r e^{-\frac{2\rho}{\Delta}} \rho d\rho. \quad (9)$$

Если учесть отсутствие теплообмена на внутренней поверхности заготовки, то плотность теплового потока с наружной поверхности заготовки в результате совместного конвективного и лучистого теплообмена равна плотности теплового потока изнутри заготовки на этой поверхности, определяемой из формулы (4). Тогда получим соотношение, связывающее температуры внутренней и наружной поверхностей заготовки в процессе наплавки наносимого слоя:

$$T_1 = T_2 - \frac{1}{\lambda} \cdot \frac{\alpha(T_2 - T_0) + \varepsilon \sigma T_2^4}{\frac{R_1}{R_2} - e^{-\frac{2(R_2 - R_1)}{\Delta}}} \left(R_1 \ln \frac{R_2}{R_1} - \frac{\Delta}{2} \left[1 - e^{-\frac{2(R_2 - R_1)}{\Delta}} \right] \right). \quad (10)$$

Формула (10) представляет алгебраическое уравнение четвертой степени относительно T_2 для заданных значений T_1 . Точное решение его можно найти известными методами, например, методом Декарта-Эйлера.

Расчет распределения температуры по толщине стенки на стационарной стадии индукционного нагрева с использованием формул показал, что при частотах $f > 66$ кГц в диапазонах размеров $R_1 = 50 \dots 150$ мм, $R_2 = 55 \dots 180$ мм, скоростей вращения $\omega = 52 \dots 262$ с⁻¹ и температур $T_2 = 873 \dots 1073$ К перепад температуры на внутренней поверхности втулки не превышает 22 К. Наиболее существенный перепад наблюдается в области малых частот индукционного нагрева ($f = 2,4 \dots 8$ кГц). Сопоставление результатов теоретических, расчетных и экспериментальных данных, полученных при исследовании процесса ЦИН покрытия из композиции состава 75 масс.% алюминий-кремниевый сплав АК12 + 25 масс.% порошка свинца ПС1 + 5 % флюса от массы сплава АК12 состава: 10 масс.% KCl + 50 масс.% NaCl + 30 масс.% NaF + 10 масс.% Na₃AlF₆ на внутреннюю поверхность втулки из стали 20 с использованием разработанной системы контроля и регулирования температуры показало, что погрешность расчета падения температуры $\Delta T = T_2 - T$ в зависимости от относительной координаты $\xi = \frac{R_2 - R}{R_2 - R_1}$ не превышает 5 %.

По результатам проведенных исследований следует, что в процессе наплавки шихты на внутреннюю поверхность втулки, при нагреве током высокой частоты со стандартными частотами 66 кГц, 440 кГц и выше, температуру наружной поверхности втулки необходимо поддерживать на уровне температуры плавления наносимой шихты $T_{пл}$. При нагреве со стандартными частотами 8 кГц и ниже значение температуры наружной поверхности втулки следует поддерживать, определяют по формуле (10), принимая $T_1 = T_{пл}$.

В результате анализа технологических особенностей процесса индукционной центробежной наплавки покрытий на внутренние поверхности полых цилиндрических заготовок при нагреве индуктором тока высокой частоты со стороны внутренней поверхности детали показано, что наиболее рациональным является поддержание заданной температуры плавления наносимых слоев путем пирометрического контроля температуры наружной поверхности заготовки и регулирования мощности нагрева. Получены достаточно простые алгебраические формулы для расчета температуры наносимого слоя по результатам измерения температуры наружной поверхности заготовки. Формулы учитывают влияние совместного конвективно-лучистого теплообмена, теплофизические и электрофизические свойства материала заготовки, ее геометрические размеры, скорость вращения и частоту используемого генератора токов высокой частоты. Теоретически и экспериментально установлено, что при стандартных частотах, 66 кГц и выше в практически важных случаях температура наружной поверхности заготовки превышает температуру порошка не более, чем на 22 К, а погрешность расчета по полученным формулам не превышает 5%.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Центробежное припекание порошковых покрытий при переменных силовых воздействия / Н.Н. Дорожкин, Л.П. Кашицин, Т.М. Абрамович, И.А. Кирпиченко / Под ред. В.Г. Горобцова. – Мн.: Навука і тэхніка, 1993. – 159 с.
2. Дорожкин, Н.Н. Получение покрытий методом припекания / Н.Н. Дорожкин, Т.М. Абрамович, В.И. Жорник. – Мн: Наука и техника, 1980. – 176 с.
3. Дорожкин, Н.Н. Рекомендации по выбору технологических параметров индукционного припекания и наплавки / Н.Н. Дорожкин, В.А. Кот, Л.П. Кашицин. – Мн: ИНДМАШ АН БССР, 1982. – 60 с.
4. Введение в физику твердых, жидких и пористых систем / Н.Н. Дорожкин, А.И. Жорник, В.А. Жорник [и др.] / Под ред. проф. Дорожкина Н.Н. – Таганрог: Изд-во Таганрогского государственного педагогического института, 2001. – Ч. II. – 135 с.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В СДВОЙНИКОВАННОМ ЗЕРНЕ ПОЛИКРИСТАЛЛА

Остриков О.М.

УО «Белорусский государственный университет транспорта»,

Гомель, Республика Беларусь

E-mail: omostrikov@mail.ru

Механическое двойникование относится к основным каналам пластической деформации твердых тел [1 – 4]. В настоящее время интерес к исследованиям процесса двойникования кристаллов возрос в связи с тем, что данное явление наблюдается в материалах с памятью формы [5, 6], перспективных в плане широкого практического применения в технических системах нового поколения. Развивается теория двойникования, создаются дислокационные модели двойника с некогерентными границами [2, 7].

На практике преимущественно используются поликристаллические материалы. Поэтому интересно дальнейшее развитие дислокационных моделей двойникования для зерен поликристаллов.

Цель работы – разработка методики расчета полей напряжений в зерне поликристалла в случае, когда размер зерна с остаточным двойником существенно больше ширины устья двойника.

В работах [8, 9] рассмотрено напряженно-деформированное состояние в сдвойникованном зерне поликристалла, находящемся в окружении соседних зерен. В случае, когда размер зерна с остаточным двойником существенно больше ширины устья двойника, без ущерба точности расчетов можно ограничиться учетом вклада в напряженное состояние только двух соседних зерен (рисунок 1). Такой подход позволяет сделать расчетную модель более экономичной.

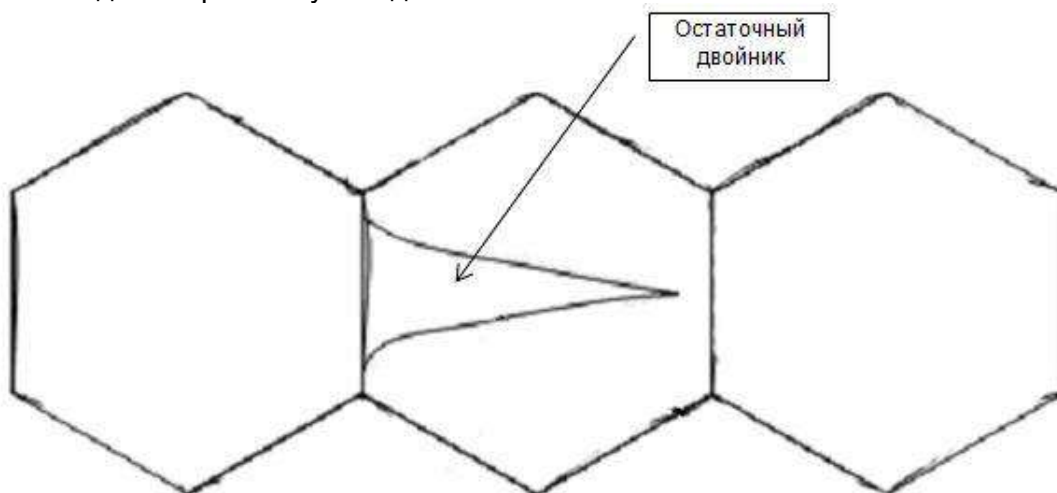
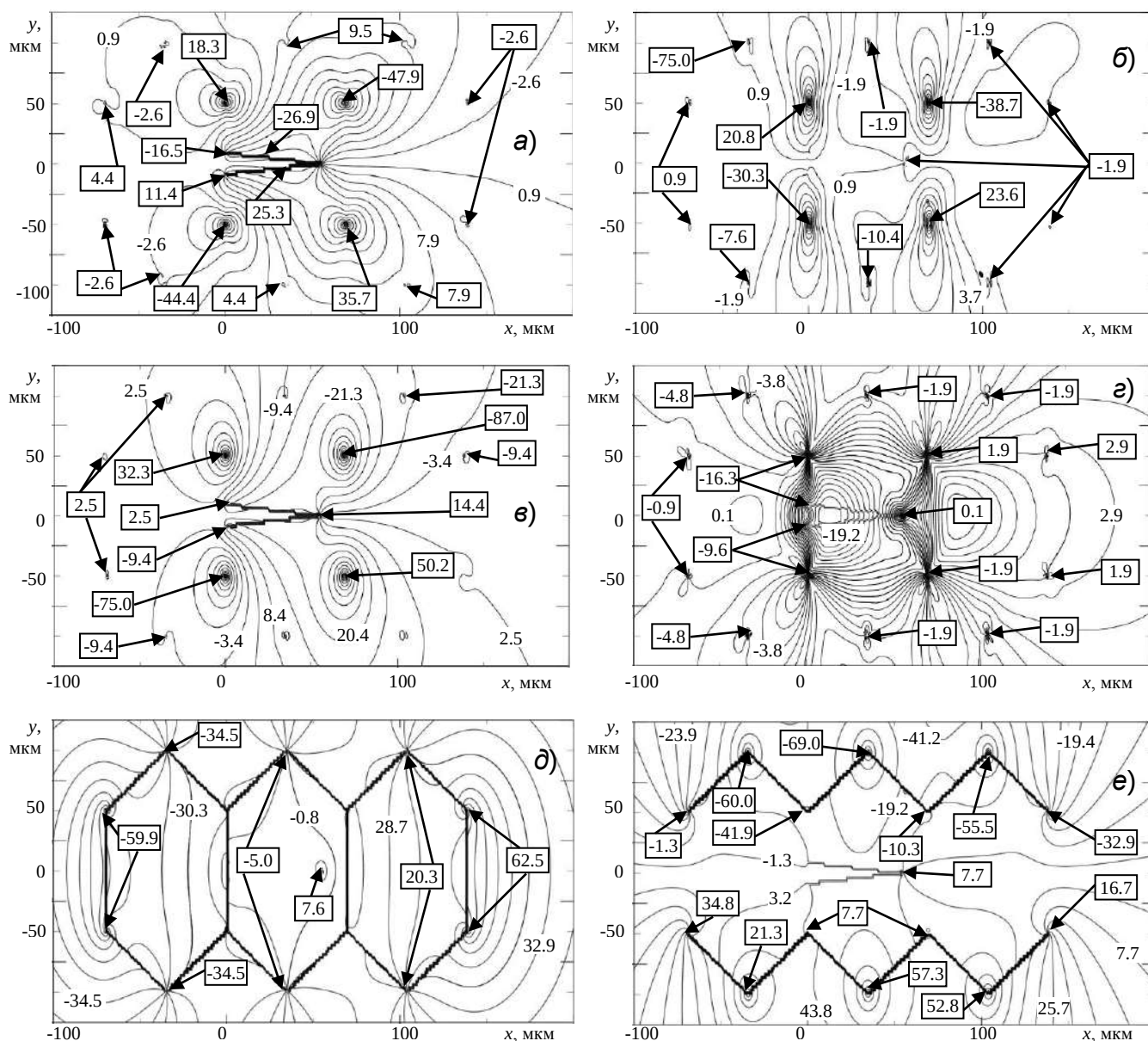


Рисунок 1 – Зерно поликристалла с остаточным двойником в системе двух соседних зерен

Результаты расчета полей напряжений для данного случая представлены на рисунке 2. Видно, что нормальные напряжения σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} сконцентрированы в узловых точках границ зерен и имеют в этих точках максимальные значения (рисунок 2, а, б и в). Также данные поля имеют более высокую концентрацию и численные значения в зоне расположения двойника.

Сдвиговые напряжения σ_{xy} локализованы на границах сдвойникованного зерна, приближенных к двойниковым границам. При этом максимальные значения напряжения σ_{xy} имеют внутри данного зерна и в вершинах границы, прилегающей к устью двойника. За пределами зерна концентрация данных напряжений снижается (рисунок 2, г).

Сдвиговые напряжения σ_{xz} и σ_{yz} (рисунок 2, д и е) локализованы преимущественно на границах зерен.



а) – $\sigma_{xx}(x,y)$; б) – $\sigma_{yy}(x,y)$; в) – $\sigma_{zz}(x,y)$; г) – $\sigma_{xy}(x,y)$; д) – $\sigma_{yz}(x,y)$; е) – $\sigma_{xz}(x,y)$

Рисунок 2 – Распределение напряжений в группе из трех зерен при наличии в одном из них единичного остаточного клиновидного двойника (МПа)

Таким образом, предложен способ повышения экономичности модели для расчета полей напряжений в сдвойникованном зерне поликристалла, когда размер зерна с остаточным двойником существенно больше ширины устья двойника.

Автор благодарит Дробышевскую Т.В. за помощь в проведении расчетов.

СПИСОК ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Классен-Неклюдова М.В. Механическое двойникование кристаллов. – М.: АН СССР, 1960. – 262 с.
2. Остриков О.М. Методика прогнозирования распределения полей напряжений в реальных кристаллах с остаточными некогерентными двойниками. Монография. – Гомель: ГГТУ им. П.О. Сухого, 2019. – 278 с.

3. Остриков О.М. Влияние импульсов электрического тока на работу источников двойняющих дислокаций в монокристаллах висмута // Инженерно-физический журнал. – 1999. – Т. 72, №3. – С.592–594.
4. Остриков О.М. Особенности зарождения клиновидных двойников у отпечатка пирамиды Виккерса на поверхности (111) монокристаллов висмута // Материаловедение. – 2002, №1. – С. 17–20.
5. Остриков О.М., Созинов А.Л., Сорока А.В. Исследование пластической деформации поверхности монокристалла Ni_2MnGa методом индентирования // Инженерно-физический журнал. – 2012. – Т. 85, № 5. – С. 1132–1141.
6. Reinholz B., Brinckmann S., Hartmaier A., Muntifering B., Knowlton W.B., Müllner P. Influence of the twin microstructure on the mechanical properties in magnetic shape memory alloys // Acta Materialia. – 2016. – V. 108. – P. 197–206.
7. Остриков О.М. Дислокационная модель некогерентного нетонкого двойника // Журнал технической физики. – 2012. – Т. 82, № 11. – С. 38–42.
8. Дробышевская Т.В., Остриков О.М. Задача о расчете напряженно-деформированного состояния, обусловленного единичным некогерентным двойником в пяти-, шести- и семигранном зерне поликристалла с гексагональной структурой // Физическая мезомеханика. – 2015. – Т. 18, № 2. – С. 79–88.
9. Дробышевская Т.В., Остриков О.М. Задача о расчете напряженно-деформированного состояния, обусловленного единичным двойником в поликристаллическом зерне различной формы // Наука и техника. – 2016. – Т. 15, № 3. – С. 247–260.

ФЕРРОМАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ КАК РАБОЧИЙ ЭЛЕМЕНТ НАНИТОВ (НАНОРОБОТОВ), ИСПОЛЗУЕМЫЙ В СОВРЕМЕННОЙ МЕДИЦИНЕ

Остриков В.О.¹, Остриков О.М.^{2*}

¹УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
Гомель, Беларусь

²УО «Белорусский государственный университет транспорта»,
Гомель, Беларусь

*E-mail: omostrikov@mail.ru

Создание технических систем нового поколения, использующих в качестве рабочего элемента ферромагнитные кристаллы с памятью формы, является перспективным благодаря их уникальным свойствам, а именно: быстрой скорости срабатывания и большим деформациям, достигающим 6–12% в результате действия механических сил и магнитного поля [1, 2].

Цель работы — показать возможность применения ферромагнитного кристалла с памятью формы в нанороботах медицинского назначения для точной доставки лекарств, извлечения тромбов и взятия образцов раковых тканей.

На рисунке 1 представлено схематическое изображение нанитов в кровотоке человека.

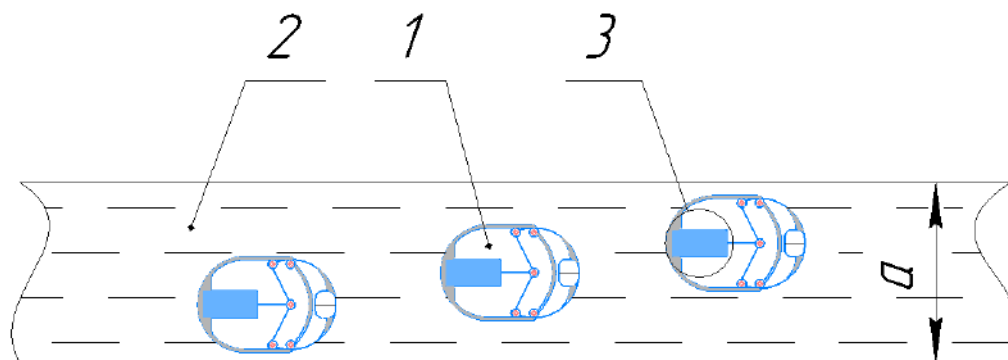


Рисунок 1 — Схематическое изображение нанороботов в кровеносной системе человека

Параметр a (рисунок 1) представляет собой усредненный диаметр диаметры основных артерий и вен человека. В таблице 1 приведены известные из литературы [3] диаметры артерий и вен.

Таблица 1 — Размеры эндотелиальных, мышечных и эластических компонентов в сосудах разного диаметра [3]

Сосуды	a , см
Аорта	2,5
Артерия мышечная	0,4
Вена	0,5
Полая вена	3,0

На рисунке 1 показано, что с учетом данных таблицы 1 использование ферромагнитных кристаллов с памятью формы 3 позволяет создавать и применять нанороботы 1 диаметром меньше 1 мм для бесконтактных манипуляций в кровеносной системе человека 2, а именно в аортах, мышечных артериях, венах и полых венах.

Принцип работы рассматриваемого наноробота (рисунок 2) основан на известном [4, 5] свойстве ферромагнитных кристаллов с памятью формы увеличивать свою длину в результате действия магнитного поля.

В работах [6 – 11] решены статическая и динамическая задачи, описывающие воздействие внешнего магнитного поля на ферромагнитный кристалл с памятью формы, находящийся в жесткой заделке. Полученные в [6 – 11] результаты позволяют рассчитывать величину технологического усилия $\vec{F}$ (рисунок 2), оказываемого

кристаллом с памятью формы на исполнительный элемент, приводящий в движение систему открытия/закрытия бункера 2 (рисунок 2).

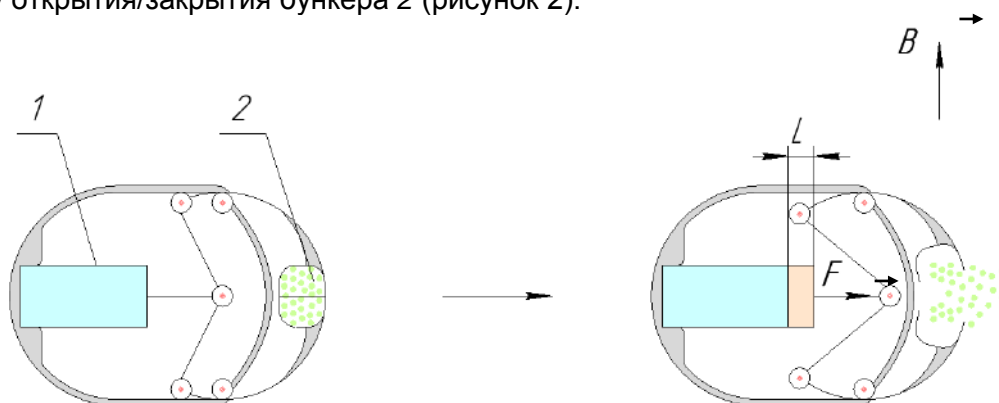


Рисунок 2 — Принцип действия нанита с кристаллом с памятью формы

Воздействие внешнего магнитного поля $\vec{B}$ (рисунок 2) приводит к удлинению на величину L ферромагнитного кристалла с памятью формы 1, что приводит к раскрытию бункера 2 (рисунок 2), содержащего лекарственный препарат. Бункер 2 может быть применен в качестве захватного или отрезного устройства, применимого для взятия образцов раковых тканей для их дальнейшего изучения.

Таким образом, показано практическое применение результатов работ [6 – 11], где решены статическая и динамическая задачи для находящегося в жесткой заделке ферромагнитного кристалла с памятью формы, для наноробота, применимого для различных медицинских задач диагностики заболеваний и таргетальной доставки лекарственных препаратов.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Heczko, O. Magnetic properties and domain structure of magnetic shape memory Ni-Mn-Ga alloy / O. Heczko, K. Jurek, K. Ullakko // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2001. – V. 226–230. – P. 996–998.
2. Sozinov, A. Giant magnetic-field-induced strain in NiMnGa seven-layered martensitic phase / A. Sozinov, A.A. Likhachev, N. Lanska, K. Ullakko // Appl. Phys. Lett. – 2002. – V. 80. – P. 1746-1748.
3. Козлов В. И. Анатомия сердечно-сосудистой системы: учебное пособие для студентов медицинских вузов / В.И. Козлов // М.: Практическая медицина, 2013. – 192 с.
4. Ullakko, K. Large magnetic-field-induced strains in Ni_2MnGa single crystals / K. Ullakko, J.K. Huang, C. Kantner, R.C. O'Handley, V.V. Kokorin // Appl. Phys. Lett. – 1996. – V. 69. – P. 1966–1968.
5. Heczko O. Magnetic shape memory phenomena, in Nanoscale Magnetic Materials and Applications / O. Heczko, N. Scheerbaum, O. Gutfleisch // Boston, MA, USA:Springer. – 2009. – P. 399-439.
6. Остриков В.О. Статика и динамика границы раздела аустенит/мартенсит в нагруженном призматическом монокристалле с эффектом памяти формы, находящемся в жесткой заделке / В.О. Остриков, О.М. Остриков // Машиностроение : республиканский межведомственный сборник научных трудов / Белорусский национальный технический университет ; гл. ред. В. К. Шелег. – Минск : БНТУ, 2021. Вып. 33. – С. 139–147.
7. Остриков В.О. Статическая и динамическая задача для единичной мартенситной прослойки в ферромагнитном монокристалле с эффектом памяти формы, находящемся в магнитном поле в жесткой заделке / В.О. Остриков, О.М. Остриков // Проблемы физики, математики и техники. – 2023. – № 1(54). – С. 43–46.
8. Василевич Ю.В. Статика и динамика границы раздела аустенит / мартенсит в призматическом ферромагнитном монокристалле с эффектом памяти формы, находящемся в жесткой заделке и магнитном поле / Ю.В. Василевич, В.О. Остриков, О.М. Остриков // Машиностроение : республиканский межведомственный сборник

научных трудов / Белорусский национальный технический университет ; редкол.: В. К. Шелег (гл. ред.) [и др.]. – Минск : БНТУ, 2023. – Вып. 34. – С. 131-139.

9. Василевич Ю.В. Статика и динамика границ раздела аустенит / мартенсит мартенситной прослойки в нагруженном призматическом ферромагнитном монокристалле с эффектом памяти формы, находящемся в жесткой заделке / Ю.В. Василевич, В.О. Остриков, О.М. Остриков // Машиностроение : республиканский межведомственный сборник научных трудов / Белорусский национальный технический университет ; редкол.: В. К. Шелег (гл. ред.) [и др.]. – Минск : БНТУ, 2023. – Вып. 34. – С. 139-146.

10. Остриков В.О. Расчет сил, действующих на непараллельных границах раздела аустенит / мартенсит в ферромагнитном монокристалле с памятью формы, находящемся в жесткой заделке / В.О. Остриков, О.М. Остриков // Известия Гомельского государственного университета имени Ф. Скорины. Естественные науки. – 2024. – № 3 (144). – С. 116–121.

11. Василевич, Ю.В. Статическая задача механики для границ раздела мартенситной прослойки в случае одноосного растяжения/сжатия ферромагнитного кристалла с эффектом памяти формы / Ю.В. Василевич, В.О. Остриков, О.М. Остриков // Машиностроение : республиканский межведомственный сборник научных трудов / Белорусский национальный технический университет ; редкол.: В. К. Шелег (гл. ред.), Л. М. Акулович, В. Л. Басинюк [и др.]. – Минск : БНТУ, 2025. – Вып. 36. – С. 173–183.

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И ЭВОЛЮЦИЮ СУБСТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ Cu-Al ОТ УМЕРЕННЫХ ДО МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Соловьёва Ю.В.*, Старенченко В.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,

г. Томск, Россия

*j_sol@tsuab.ru

Работа посвящена изучению взаимосвязи между закономерностями формирования и развития деформационных субструктур при средних степенях деформации и процессами их измельчения при мегапластическом деформировании на монокристаллах модельных металлических сплавов близких по составу к алюминиевым бронзам. Исследовалось влияние величины энергии дефекта упаковки на пути формирования конечной нанокристаллической субструктуры, полученной методами интенсивной пластической деформации (ИПД).

Выбор в качестве объекта исследования монокристаллов определялся возможностью изучения на них свойств, не зависящих от влияния исходных границ зёрен и множества побочных факторов, характерных для технических сплавов. Хорошо известной особенностью данных материалов является деформация микродвойникованием, которое оказывает существенное влияние на процессы деформационной фрагментации. В работе проведен сравнительный анализ процессов деформационного упрочнения и эволюции субструктуры в монокристаллах сплавов Cu–8ат.%Al и Cu–12ат.%Al. Механические испытания включали в себя одноосное сжатие монокристаллов указанных составов с ориентировкой торцевой грани [001] с постоянной скоростью 10^{-3}с^{-1} при комнатной температуре. Затем проводились механические испытания монокристаллов в наковальнях Бриджмена. Деформация осуществлялась при комнатной температуре методом кручения под высоким квазигидростатическим давлением 5 ГПа со скоростью вращения наковален равной 0,3 об/мин на заданные углы поворота.

Методами электронной микроскопии были получены панорамные изображения дефектной микроструктуры на различных стадиях деформации. Установлена многостадийность упрочнения, обусловленная сменой типов дислокационных субструктур. Построены диаграммы, отражающая изменение долей субструктур в зависимости от степени деформации. Показано, что на третьей стадии в сплаве формируется микродвойниковая субструктура. Определены параметры сетчатой дислокационной структуры и прослежена её эволюция. Получены зависимости плотности дислокаций от степени деформации и напряжения сдвига. Оценён вклад различных механизмов междислокационного взаимодействия в сопротивление деформации. Исследована эволюция субструктуры монокристаллов сплавов Cu–8ат.%Al и Cu–12ат.%Al в процессе мегапластической деформации. Установлено, что в монокристаллах сплава Cu–8ат.%Al на начальных стадиях ИПД ($\varphi=15^\circ$) формируется градиентная субмикрокристаллическая структура со средним размером зерна $\langle D \rangle = 153 \pm 97$ нм. Показано, что в этом случае поликристаллическая структура из исходного монокристалла формируется при более низких степенях деформации, по сравнению со сплавом Cu–12 ат.%Al. После деформации кручением на один полный оборот (360°) средний размер зерна в сплаве Cu–8ат.%Al оказывается в 1,4 раза больше, чем в сплаве Cu–12 ат.%Al. Методами математического моделирования анализируются экспериментально наблюдаемые особенности деформационного упрочнения и эволюции дефектных субструктур.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2026-0003).

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Hf/Zr НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Поникарова И.В.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Бикбаев Р.М.¹, Иванов А.М.¹,
Базлов А.И.^{1,2}, Калганов В.Д.¹

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

²Национальный исследовательский технологический университет "МИСИС",
Москва, Россия

e-mail: ivp2001@yandex.ru

Целью настоящей работы было исследование закономерностей изменения структуры, мартенситных переходов и функциональных свойств среднеэнтропийных сплавов (TiHfZr)₅₀Ni₄₀Co₅Cu₅₅ с различным соотношением концентраций Hf/Zr (1/3, 1/1, 3/1) при постоянной суммарной концентрации Hf+Zr=10 ат. %. Установлено, что все сплавы содержат дендритные ячейки. Во всех сплавах в междендритном пространстве присутствуют частицы типа (Ti,Hf,Zr)₂(Ni,Cu,Co), объемная доля которых менее 1 % и не зависит от соотношения Hf/Zr. Результаты рентгеновских исследований показали, что все сплавы при комнатной температуре находятся в аустенитной B2 фазе. Помимо структурных рефлексов, у которых сумма индексов равна четному числу, наблюдаются сверхструктурные рефлексы (100) и (210), что говорит об упорядочении сплава. Оценка параметра ячейки аустенитной фазы показала, что его значение равно 3.05±0.01 Å и слабо зависит от соотношения концентраций гафния к цирконию.

По данным дифференциальной сканирующей калориметрии все сплавы испытывают B2↔B19' мартенситное превращение независимо от соотношения Hf/Zr. Увеличение концентрации циркония с 2.5 до 7.5 ат % приводит к уменьшению температур мартенситного перехода на 10-15°C. Механические испытания, показали, что увеличение концентрации Zr повышает дислокационный предел текучести в аустенитной фазе, что может быть вызвано увеличением дисторсии решетки за счет того, что радиус циркония выше, чем радиус гафния. Увеличение концентрации Zr уменьшает предел переориентации мартенсита, что связано со смещением температуры M_s. Это изменяет разность между температурой деформирования и температурой M_s, что и влияет на предел переориентации мартенсита.

Исследования обратимой деформации при охлаждении и нагревании под нагрузкой показали, что с ростом напряжения величина обратимой деформации увеличивается до 6% и не зависит от соотношения Hf/Zr. Вместе с тем, при увеличении концентрации циркония увеличивается коэффициент возврата деформации, что связано с увеличением дислокационного предела текучести. Установлено, что изменение температур мартенситных переходов от напряжения, действующего при охлаждении и нагревании, не описывается соотношением типа Клаузиуса-Клапейрона. Таким образом, результаты показали, что увеличение концентрации циркония за счет уменьшения концентрации гафния, улучшает функциональные свойства шестикомпонентных сплавов за счет увеличения дислокационного предела текучести, что подавляет развитие пластической деформации при охлаждении и нагревании образцов под напряжением, тем самым увеличивая коэффициент возврата деформации.

Исследование проведено при финансовой поддержке Российского научного фонда №22-19-00169_П. Структурные исследования выполнены в ресурсных центрах «Нанотехнологии» и «рентгенодифракционные методы исследования» научного парка СПбГУ.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ КОМПАУНД-W
ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ ИОНИЗИРУЮЩИХ ИЗЛУЧЕНИЙРоткович А.А.*, Бондарук А.А., Рязанов И.В., Герман С.А., Труханов А.В.,
Тишкевич Д.И.

ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь

*rottkovich@gmail.com

Введение. Гамма-излучение обладает высокой проникающей способностью, что требует создания эффективных средств защиты [1]. Перспективным направлением является разработка композитов на основе вольфрама, диспергированного в полимерные матрицы [2]. Такие материалы сочетают радиационную стойкость тяжелого металла с гибкостью и технологичностью полимеров. Наиболее важными для защитных характеристик являются микроструктура композита и взаимодействие наполнителя с матрицей [3]. В данном исследовании проводится анализ структуры материала на основе эпоксидного компаунда, наполненного вольфрамом.

Материалы и методы. Образцы на основе компаунда HYSOL EO7021 и порошка вольфрама (чистота 99,99%) были синтезированы методом термического отверждения. Смесь компонентов с содержанием порошка W от 0 до 80 % (масс.) дегазировали и отверждали в форме при 150 °С. Все готовые образцы имели толщину около 1 мм. Для анализа микроструктуры применяли сканирующий электронный микроскоп Carl Zeiss EVO10. Молекулярную структуру полимерной матрицы исследовали методом ИК-Фурье спектроскопии на спектрометре Spectrum Two (Perkin Elmer).

Результаты и обсуждение. Анализ микроструктуры методом СЭМ показал, что в системе компаунд-W наблюдается тенденция к агломерации частиц, которая усиливается с ростом концентрации наполнителя (20% и 40%) (Рисунок 1).

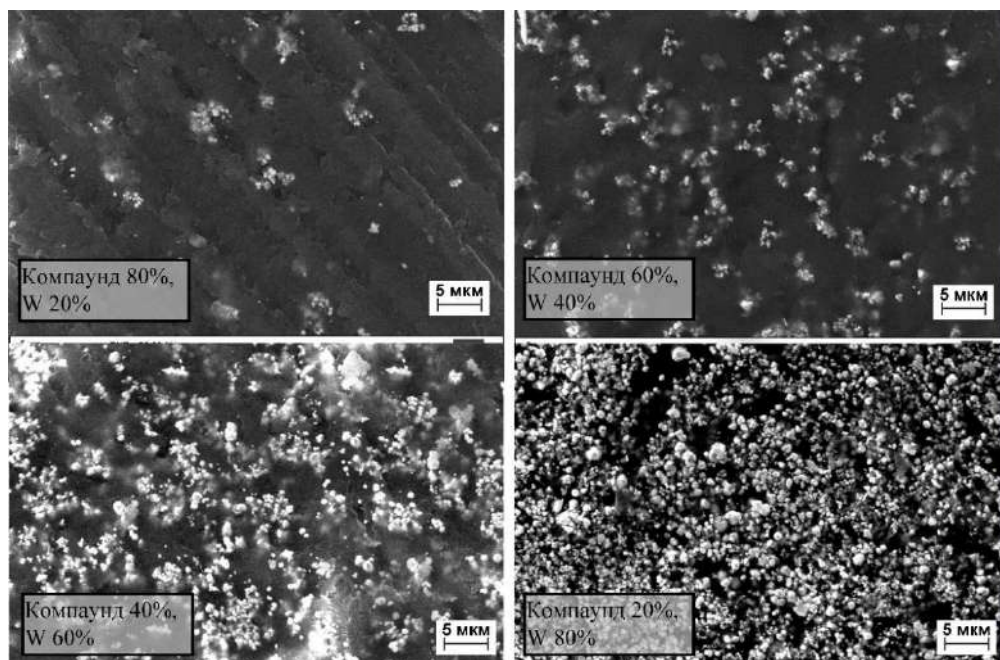


Рисунок 1 – Микроструктура образцов композиционных материалов системы компаунд-W

Несмотря на это, основная масса частиц вольфрама демонстрирует хорошую и равномерную дисперсность по всему объему матрицы. Это позволяет предположить, что высокая текучесть и смачивающая способность жидкого компаунда на этапе формования способствуют эффективному распределению частиц. Наиболее однородная микроструктура среди всех исследованных образцов была достигнута в композите с содержанием W 70-80%.

На рисунке 2 представлены ИК Фурье-спектры композиционных образцов на основе системы компаунд-*W* (бисфенол F, эпихлоргидрин, триэтилендиамин) после термического отверждения и корректировки базовой линии.

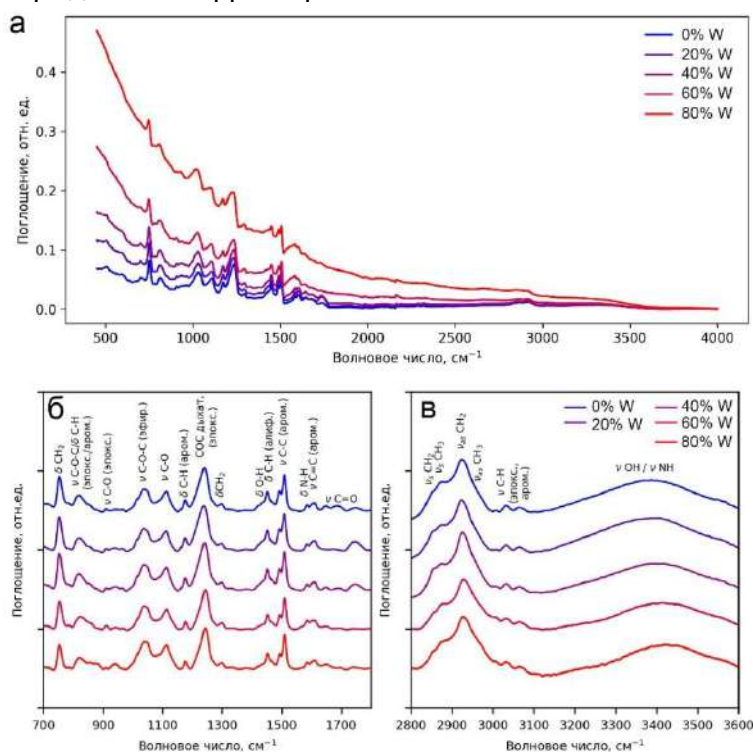


Рисунок 2 – ИК Фурье-спектры композиционных материалов системы компаунд-W: (а) исходные спектры; (б, в) спектры в диапазонах $700\text{--}1700\text{ см}^{-1}$ и $2800\text{--}3600\text{ см}^{-1}$ после обработки

Интенсивность основных полос поглощения изменяется незначительно с увеличением концентрации вольфрама в композите. Одним из возможных объяснений является хорошее смачивание частиц вольфрама полимерной матрицей. Для термоотвержденных образцов характерно наличие полос поглощения в области 1650–1780 см^{-1} , отвечающих колебаниям карбонильных групп $\text{C}=\text{O}$, что свидетельствует о протекании процессов окисления при отверждении. Также наблюдается высокая интенсивность полос, отвечающих деформационным колебаниям $\text{C}-\text{H}$ алифатических фрагментов ($\sim 772, 1460 \text{ см}^{-1}$). Указанные спектральные особенности подтверждают специфическую надмолекулярную структуру полимерной матрицы компаунда, которая демонстрирует высокую стабильность при введении наполнителя.

Заключение. Проведенное исследование микроструктуры и молекулярной структуры образцов на основе компаунда и вольфрама показало, что данная система обеспечивает хорошее диспергирование частиц наполнителя в полимерной матрице, что является ключевым фактором для эффективной радиационной защиты. ИК-спектроскопия подтвердила стабильность молекулярной структуры компаунда при введении вольфрама. Полученные результаты указывают на перспективность применения системы компаунд-W в качестве гибких и технологичных материалов для защиты от ионизирующих излучений.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Şahin, N. Low cost radiation shielding material for low energy radiation applications: Epoxy/Yahyalı Stone composites / N. Şahin [et al.] // Pro-gress in Nuclear Energy. – 2021. – Vol. 135. – P. 103703.
2. AbuAlRoos, N.J. Conventional and new lead-free radiation shielding materials for radiation protection in nuclear medicine: A review / N.J. AbuAlRoos [et al.] // Radiation Physics and Chemistry. – 2019. – Vol. 165. – P. 108439.
3. Banerjee, P. Lightweight Epoxy-Based Composites for EMI Shielding Applications / P. Banerjee [et al.] // Journal of Electronic Materials. – 2019. – Vol. 49. – P. 1702–1720.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ФОРМИРОВАНИЯ ГИБРИДНОЙ ДИСПЕРСНОЙ ФАЗЫ ПЛАСТИЧНЫХ СМАЗОК

Жорник В.И.*, Ивахник А.В.

ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси»,

Минск, Беларусь

*zhornikv@gmail.com

Введение. Пластичные смазочные материалы (ПСМ) широко применяются в узлах трения различной техники. Основным компонентом пластичных смазок является дисперсионная среда (масло), ее доля в массе ПСМ составляет 75–95 %. Дополнительными элементами состава являются дисперсная фаза (5–20 масс.%) и добавки (до 5 масс.%). Одним из эффективных способов направленного улучшения пластичных смазок является введение в их состав различных функциональных добавок (нерастворимых в масле наполнителей и маслорастворимых присадок). Целевой спектр применения наполнителей и присадок очень широк. Однако основной задачей введения наполнителей является повышение антифрикционных, противоизносных и противозадирных свойств. Наиболее распространенными наполнителями остаются дисульфид молибдена, графит, полимеры, мягкие металлы, а также различные комбинации с их присутствием в виде частиц микроразмерного диапазона [1–3]. В последние десятилетия большую актуальность приобрели работы по применению в смазочных материалах нанодисперсных наполнителей, обладающих благодаря своим размерным параметрам уникальными физико-химическими характеристиками, несвойственными для традиционных наполнителей [4, 5]. Однако введение нанодисперсных частиц в состав пластичной смазки сопряжено со значительными технологическими сложностями из-за высокой вязкости смазки, а формируемая смазочная композиция имеет низкую агрегативную стабильность вследствие того, что нанодисперсные частицы наполнителя, имея высокую поверхностную энергию и оставаясь дисперсионной среде (в масле), быстро агрегируются в крупные образования, при этом теряя свои положительные качества. Поэтому целью работы являлась разработка физико-химических и технологических принципов получения нанокомпозиционных пластичных смазок со стабильной структурой и улучшенными свойствами.

Формирование гибридной дисперсной фазы ПСМ. Пластичные смазочные материалы по своему строению являются коллоидными системами, состоящими из дисперсионной среды (ДС), дисперсной фазы (ДФ) и функциональных добавок. Природа и строение ДФ во многом определяют функциональные свойства ПСМ. Традиционно определяют четыре семейства ПСМ по типу природы их ДФ: простые мыльные; комплексные мыльные; органические немые; неорганические. Пластичные смазки можно рассматривать как высокоструктурированные тиксотропные дисперсии, образованные трехмерным структурным каркасом дисперсной фазы, частицы (элементы) которой в одном или двух измерениях имеют коллоидные и в третьем – макроскопические размеры, а в ячейках структурного каркаса капиллярными, адсорбционными и другими физическими связями удерживается дисперсионная среда – смазочное масло. Процесс структурообразования олеогелей ПСМ многоступенчат и зависит от множества условий образования зародышей кристаллов (ассоциатов и мицелл), их роста (агрегация мицелл и образование надмицеллярных структур – волокон) и, наконец, от условий формирования трехмерного структурного каркаса, придающего смазке пластичность и другие характерные для нее свойства [5, 6].

Наиболее распространенными (около 80 % из всего объема) ПСМ являются смазки, содержащие мыльные загустители (соли высших карбоновых кислот). На формировании дисперсных частиц мыльного загустителя и образовании пространственной структуры значительно сказываются тип и концентрация мыла, природа дисперсионной среды, наличие поверхностно-активных веществ (ПАВ), их концентрация и природа, температура кристаллизации мыла и скорость охлаждения расплава, интенсивность перемешивания, гомогенизация и другие условия процесса

синтеза ПСМ. Рост кристаллов, их агрегирование, сцепление и образование волокон происходят через ультратончайшие сольватные слои ПАВ при их наличии или прослойки дисперсионной среды, прочно связанные с поверхностью дисперсных частиц и являющиеся элементами дисперсной фазы. В зависимости от множества вышеперечисленных факторов мыльный загуститель в смазках может существовать в различных внешних модификациях, разной степени дисперсности и анизотричности.

Одним из последних достижений в технологиях пластичных смазок является комбинирование роли и назначения основных компонентов пластичных смазок. Так, развиваются технологии, в которых загустители играют функции присадок, например, при получении комплексных сульфонат кальциевых смазок карбонат кальция, диспергированный в сульфонате кальция, действует одновременно как загуститель, ингибитор коррозии и противозадирный агент. ПСМ на одном типе загустителя, можно сгруппировать как смазки, имеющие одинарную дисперсную фазу (ОДФ). Однако во многом повышение эксплуатационных свойств ПСМ с ОДФ достигло своего предела, связанного с природой загустителя. Возникает дефицит традиционных компонентов ОДФ, например, соединений лития. При этом перспективными являются работы по созданию ПСМ с гибридной дисперсной фазой (ГДФ), представляющей собой либо сочетание различных солей (например, литиевой и кальциевой) одной и той же карбоновой кислоты, либо комбинацию ДФ различного семейства, например, мыла и высокодисперсных неорганических (или органических) частиц. ГДФ придает смазкам новые уникальные сочетания функциональных свойств, не достижимых для смазок с ОДФ [7–10].

Как правило, операция модифицирования пластичной смазки нанодисперсным наполнителем ранее сводилась к простому его подмешиванию в имеющуюся пластичную смазку, при проведении которого сложно было обеспечить как нанодисперсность вводимого наполнителя, так и равномерность его распределения по всему объему смазки. При таких условиях, оказалось, вполне логичным первоначально вводить и диспергировать агрегаты микро- или наночастиц наполнителя в жидкой дисперсионной среде (масле), а затем уже формировать дисперсную фазу, включая в нее и частицы наполнителя, при этом стабилизируя их материалом мыла. В результате, формируется дисперсная фаза пластичной смазки, состоящая из двух элементов различного вида (мыльного компонента – соли высших карбоновых кислот и немыльного компонента – ультрадисперсные частицы органической или неорганической природы). При этом в случае модифицирования пластичной смазки нанодисперсными частицами наполнителя возможна реализация процесса по двум технологическим схемам: а) использование при приготовлении смазки предварительно подготовленных наночастиц наполнителя (*ex-situ* режим); б) использование наночастиц, синтезированных непосредственно в процессе приготовления смазки (*in-situ* режим) [7, 10].

Формирование свойств ПСМ с ГДФ. Реологические и трибологические свойства ПСМ с ГДФ связаны с химическим строением и полярностью компонентов ее загустителя, а также с межмолекулярным и межмицеллярным их взаимодействием. Регулирование полярности и силы взаимодействия компонентов можно осуществлять по следующим направлениям:

выбор композиции ГДФ с учетом функциональных свойств каждого ее компонента и оценкой влияния синергизма (или антагонизма), проявляющегося в результате их взаимодействия;

выбор вида дисперсионной среды с соответствующим химическим составом и полярностью, имеющей оптимальную совместимость с ГДФ;

регулирование полярности немыльного и мыльного компонентов ГДФ в процессе синтеза.

Отличительной особенностью технологической схемы получения ПСМ с ГДФ является возможность реализации всех способов поляризации в одном цикле. Так, при предварительном введении агломератов частиц в дисперсионную среду осуществляют их активацию (поляризацию) механическим способом (обработкой в диспергаторе). Далее, в образовавшуюся масляную суспензию вводятся реактивы, необходимые для химической поляризации и формирования мыльного компонента ГДФ (т. е. кислота и

щелочь). В процессе синтеза ПСМ все компоненты ДФ подвергаются термической поляризации (при выпаривании воды, нагревании, гомогенизации и других термических воздействиях). В результате применения всех типов активации образуется ГДФ, отличающаяся повышенной термо- и механопрочностью, коллоидной стабильностью, улучшенными смазывающими свойствами [7, 10].

Заключение. Введение ультрадисперсных частиц наполнителя в структуру мыльных волокон обеспечивает формирование более разветвленного пространственного структурного каркаса с упрочненными волокнами и застabilизированными в них частицами наполнителя. Для образования гибридного строения дисперсной фазы пластичной смазки с появлением прочных физических и химических связей между ее компонентами необходимо в процессе синтеза проводить их механическую, химическую и термическую активацию. При этом могут быть реализованы две технологические схемы формирования гибридной дисперсной фазы пластичного смазочного материала: либо с использованием предварительно подготовленных ультрадисперсных частиц наполнителя, либо с синтезом этих частиц непосредственно в процессе формирования структуры дисперсной фазы в одном технологическом цикле. Гибридное строение дисперсной фазы обеспечивает повышение реологических и трибологических свойств пластичных смазок, в частности, повышается их температура каплепадения, улучшается коллоидная стабильность, увеличивается нагрузка сваривания и снижается показатель износа. Пластичные смазки с гибридной дисперсной фазой могут эффективно применяться для обслуживания высокотемпературных и тяжелонагруженных узлов трения различной техники.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Ищук, Ю. Л. Состав структура и свойства пластичных смазок. / Ю. Л. Ищук. – Киев.: Наук. думка, 1996. – 510 с.
2. Манг, Т. Смазки. Производство, применение, свойства. Справочник / Т. Манг, У. Дрезель. – Спб.: ЦОП «Профессия», 2010. – 944 с.
3. Рудник, Л. Р. Присадки к смазочным материалам. Свойства и применение / Л. Р. Рудник. – СПб.: ЦОП «Профессия», 2013. – 928 с.
4. Алисин, В. В. Новый класс смазок на основе устойчивых дисперсий твердых нанопорошков журнал / В. В. Алисин, Б. В. Покидько, Г. А. Симаква // Трение и износ. – 2012. – №1(33). – С. 5 – 10.
5. Ивахник, А. В. Пластичные смазочные материалы на основе бинарной дисперсной фазы повышенной нагрузочной способности : Дис. ... канд. техн. наук : 05.16.09 / А. В. Ивахник. – Минск, 2014. – 190 л.
6. Мельников, В. Г. Термодинамика мицеллярной системы пластичных смазок / В. Г. Мельников // Мир нефтепродуктов. – 2007. – № 2. – С. 10 – 16.
7. Zhornik, V. I. Mechanism of formation of heterogeneous dispersed phase of greases with participation of nanosized additives and its influence on properties of lubricants / V. I. Zhornik, A. V. Ivakhnik, A. V. Zapolsky // Механика машин, механизмов и материалов. – 2020. – № 3. – С. 63 – 70.
8. Waynick, J. A. The three categories of lubricating grease formulation work – a forty-six year perspective / J. A. Waynick // NLGI Spokesman. – 2023.
9. Fathi-Najafi, Mehdi. Moving forward...can lubricating grease be produced in a more efficient way / Mehdi Fathi-Najafi, John Kay // NLGI Spokesman. – 2019.
10. Жорник, В.И. Механизм формирования гибридной дисперсной фазы и функциональных свойств комплексной смазки, модифицированной микрочастицами гексагонального нитрида бора / В. И. Жорник, А. В. Ивахник, А. С. Адамейко // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр., 2025. – Выпуск 14. – С. 278–285.

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТВЁРДОГО СПЛАВА

Улитёнок А.О.

Могилёв, Беларусь,

alexulinok@yandex.ru

В работах [1-4] показано, что результаты рентгеноструктурных исследований твёрдого сплава в докторской диссертации [5] и заключение этой работы о наличии изменении кристаллической решетки твёрдого сплава после его обработки методом аэродинамического звукового упрочнения [5] (АДУ) недостоверны. Недостоверность обусловлена тем, что в работе [5]:

- отсутствует статистическая обработка результатов рентгеноструктурного анализа, что стало причиной отсутствия данных в этой работе о статистически значимом влиянии обработки методом АДУ на плотность дислокаций в твердых сплавах и на величины параметров их кристаллических решеток, и как следствие, недостоверности данных в работе [5] об указанных изменениях в кристаллической решетке при АДУ [2-4];

- вывод об уменьшении плотности дислокаций в кобальтовой связке твёрдого сплава ВК8 [5] основан на данных рентгеноструктурных исследований не кобальта, а на данных этих исследований карбида вольфрама, а именно, снижении физического уширения дифракционного максимума WC (101) [1].

Применение в [5] данных дифракционного максимума WC вместо данных дифракционного максимума Co для определения плотности дислокаций кобальтовой связки твёрдого сплава можно объяснить отсутствием этого максимума Co на рентгеновских дифрактограммах при исследованиях для получения экспериментальных данных об изменении кристаллической решетки твёрдого сплава после его обработки методом АДУ. Это также можно объяснить и величинами дифракционного максимума Co, сопоставимого с фоном рентгеновской дифрактограммы (см. Рисунок 1) [1].

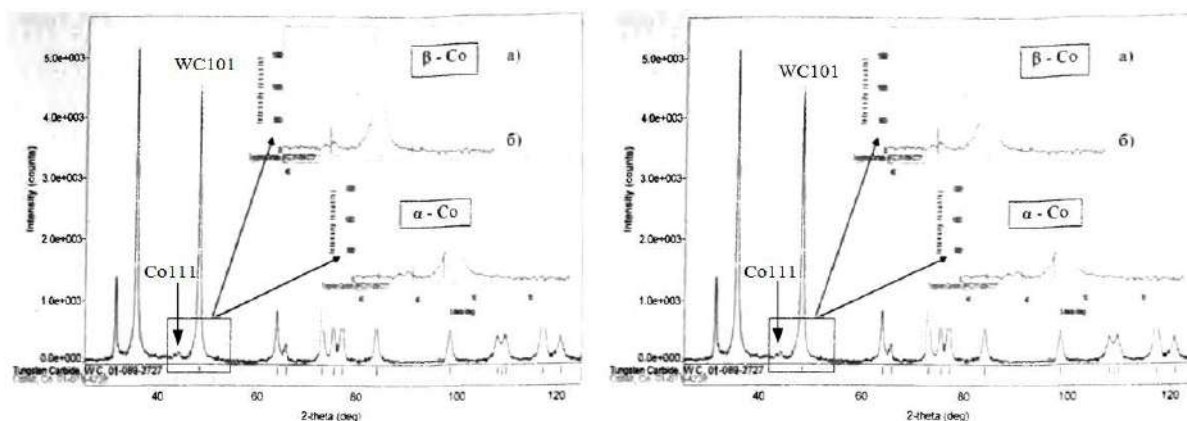


Рисунок 1 – Рентгеновские дифрактограммы (CuKα): а) “Рисунок 4.25. – Рентгеновский спектр образца твердого сплава ВК8 без АДУ” [5]; б) “Рисунок 4.26. – Рентгеновский спектр образца твердого сплава ВК8, упрочненного АДУ [5]”

Выводы о недостоверности данных в работе [5] были сделаны в работах [2-4] на основании анализа результатов рентгеноструктурных исследований [5]. Экспериментальное опровержение или подтверждение выводов работ [1-4], касающихся рентгеноструктурного анализа твёрдого сплава после обработки его методом АДУ, до настоящего времени не представлено научным сообществом.

Целью настоящей работы было экспериментальное подтверждение или опровержение выводов работ [1-4].

Объектом исследования являлись пятигранные пластинки из твёрдого сплава - Т5К10, взятые из одной производственной партии.

Для рентгеноструктурного анализа использовался дифрактометр ДРОН-2, оборудованный рентгеновской трубкой с медным анодом. Для идентификации элементов применялась программное обеспечение Match! с базой данных pdf2.

Рентгеновские дифрактограммы приведены на Рисунке 2.

Из рентгеновских дифрактограмм образцов Т5К10 1, 2, 3, (Рисунок 2: а, б, в) видно, что в области расчётного дифракционного максимума Со - около 44° (показано стрелкой) имеется только фон, а соответствующий пик отсутствует, а на дифрактограмме образца 4 (Рисунок 2: г) в области расчётного дифракционного максимума Со - около 44° имеется некоторое превышение фоновой линии. Однако оно по своей величине, равным 3 имп/сек не превышает фоновых пиков на углах Вульфа-Брегга – 2θ , равных $11,5^\circ$ и 12° , на которых указанная величина превышения составляет, соответственно, 5 и 4 имп/сек.

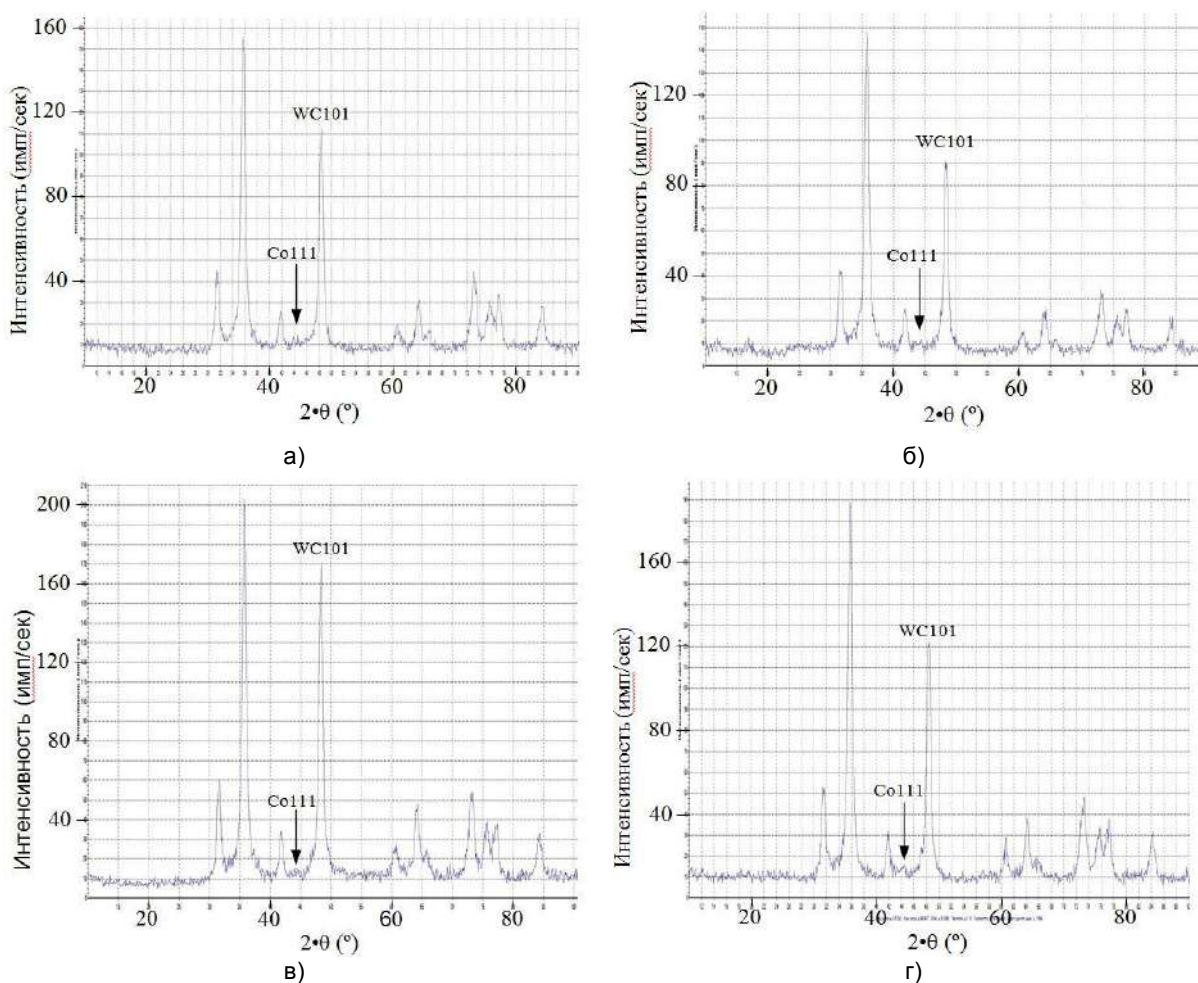


Рисунок 2 – Рентгеновские дифрактограммы образцов Т5К10 (CuK α): 1 – а), 2 – б), 3 – в), 4 – г)

Таким образом, настоящими исследованиями экспериментально показано, что дифракционные максимумы кобальта при рентгеноструктурном исследовании твёрдого сплава ВК8 в работе [5] отсутствовали по причине их крайне низкой интенсивности, соизмеримой с фоном рентгеновских дифрактограмм. То есть, сведения в работе [5] о наличии данных о дифракционных максимумах Со в рентгеновских дифрактограммах твёрдого сплава ВК8 отсутствуют. Тогда получается, что в работе [5] на основании не существующих данных об уменьшении уширения дифракционных максимумов Со сделано заключение об уменьшении плотности дислокаций. В этой связи, заключение в работе [5] об уменьшении плотности дислокаций в твёрдом сплаве ВК8 после его обработки методом АДУ не соответствует действительности, поэтому это заключение недостоверно.

Резюмируя вышеприведённое, сравнительные рентгеноструктурные исследования показали, что в работе [5]:

1. Данные о наличии на рентгеновских дифрактограммах твёрдого сплава ВК8 дифракционных максимумов кобальта до обработки и после обработки его методом АДУ, в связи с отсутствием этих данных, **недостовверны**.

2. Заключение о снижении плотности дислокаций в кобальтовой связке твёрдых сплавов после их обработки аэродинамическим звуковым упрочнением **недостовверно**.

СПИСОК ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Улитёнок, А.О. О влиянии аэродинамического звукового воздействия на плотность дислокаций твердых сплавов / А.О. Улитёнок // Литье и металлургия. 2023 №4. С. 135-136.

2. Улитёнок А.О. Об отсутствии изменений плотности дислокаций и параметров кристаллических решеток твердых сплавов при аэродинамическом звуковом воздействии //Актуальные проблемы прочности: Материалы LXVIII междунар. Науч. Конф. / г. Витебск (27-31 мая 2024 года) / Под ред. В.В. Рубаника. - Минск: УП ИВЦ Минфина, 2024. С. 73-75.

3. Улитёнок А.О. Теория и практика аэродинамического звукового воздействия / А.О. Улитёнок // Литейное производство и металлургия 2025 Беларусь: Сборник трудов 33-й Международной научно-технической конференции (г. Минск, 19-21 ноября 2025 г.) / под ред. Е. И. Маруковича. - Минск: БНТУ, С. 182-191. URL: https://vk.ru/wall640836970_15 (дата обращения: 15.02.2026).

4. Улитёнок, А.О. Теория и практика аэродинамического звукового воздействия / А.О. Улитёнок // Литейное производство и металлургия 2025 Беларусь: Презентация доклада на 33-й Международной научно-технической конференции (г. Минск, 19-21 ноября 2025 г.). URL: https://vk.ru/wall640836970_16 (дата обращения: 15.02.2026).

5. Жигалов, А. Н. Теоретические и технологические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания / А. Н. Жигалов: дис. . . . д-ра техн. наук. - Минск, 2021. - 378 с.

АНТИАДГЕЗИОННОЕ ПОКРЫТИЕ НА РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЯХ ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ ОРУДИЙ

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

*Государственное научное учреждение «Объединенный институт энергетических и ядерных исследований — Сосны» НАН Беларуси, Минск, Беларусь
makarevich.g@gmail.com*

Снижение трения рабочих поверхностей плуга о грунт - это путь к дальнейшему уменьшению удельных энергозатрат и, как следствие, к снижению себестоимости сельскохозяйственной продукции. Сила трения зависит от механического состава почвы и влажности. Чем больше в почве глинистых частиц, тем выше сила трения. По мере роста влажности почвы наступает момент, когда сила сопротивления скольжения почвы по металлу становится выше силы внутреннего трения. В этот момент начинается залипание поверхности отвала. Для снижения сил трения и борьбы с залипанием можно применять функциональные покрытия на рабочих поверхностях почвообрабатывающих орудий. Некоторые материалы, такие как сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ), политетрафторэтилен (ПТФЭ, фторопласт), полиэтилен низкого давления (ПНД), использовались для покрытия поверхностей отвальных плугов. Коэффициент трения фторопласта может быть на 50% ниже, чем у стали 45, он улучшает скольжение почвы и снижает тягу до 25%. Однако, покрытия из ПТФЭ толщиной 0,50–0,80 см хватает на вспашку 20 га, а покрытия из ПНД толщиной 0,50–0,80 см примерно на 8 га в абразивных почвах. Более высокая стоимость и меньший срок службы являются основными ограничивающими факторами практического использования этих материалов в полевых условиях [1]. Авторы обзора [1] скромно умолчали об износостойкости покрытий из СВМПЭ. Более 10 лет активно рекламируют и применяют полимерные отвалы фирмы Tekrone. Главное их достоинство это отсутствие налипания и низкий коэффициент трения по грунту на глинистых, суглинистых и черноземных почвах в условиях их спелости, т.е. при $20 \pm 5\%$ абсолютной влажности. В рекламе фирма утверждает, что её продукция не уступает по износостойкости стальным отвалам плугов. Природу материала этого полимера фирма не раскрывает, но проведенные исследования показали, что в основе плита из СВМПЭ [2]. С другой стороны, исследования, проведенные в российском Нечерноземье, показали, что наработка стальных отвалов до предельного состояния составляет до 11 га при работе на супесчаных (т.е. абразивных) почвах с каменистыми включениями и около 37 га без них [3].

Мы разработали полимерное покрытие для стального отвала на базе эпоксидного композита с наполнителем из СВМПЭ порошка, которое по свойствам близко к плите, но проще, удобней и дешевле в применении. СВМПЭ порошок является полуфабрикатом для производства плиты, значит дешевле. Механической прочности плиты не достаточно даже при толщине 14 мм, и она требует дополнительного крепления. Изношенный участок просто отремонтировать, нанеся композитный состав на стальную основу, зачищенную от остатков дефектного покрытия. Такая технология применялась для ремонта дефектного стального отвала [4]. При этом использовался эпоксидный композит с наполнителем из природного песка, что по данным нашего исследования не рационально. Такой композит не выдерживает малейшей циклической деформации и отслаивается от подложки.

Для изучения устойчивости к циклической деформации толстых композитных покрытий на стальной подложке был создан прибор, показанный на рисунке 1, а. Образец зажимается одним концом в подвижный (левый) захват, а второй конец заневоливается в неподвижном фиксаторе. Стрела прогиба измеряется индикаторной головкой и, на базе 100 мм, достигает 3 мм.

Исследовались образцы композитов на базе эпоксидного состава: 100 частей смолы ЭД-20; 10 частей отвердителя ПЭПА; 2 части пластификатора ДЭГ-1 с наполнителями: отсеянная фракция природного песка 0,2 мм; портландцемент марки 500; порошок СВМПЭ в состоянии поставки; порошки на основе ПЭТ (полиэтилентерефталат), разной дисперсности и разных способов измельчения.

Компаунды наносились на подложки из стали Ст3 размерами 100x23x2 мм подвергнутые дробеструйной обработке. Покрытия (однослойные и двуслойные) толщиной 4–5 мм занимали 60 мм средней части по длине и всю ширину подложки.

Покрытия с песком отслаивались практически сразу даже на малых амплитудах деформаций. Образцы с цементом выдержали более 1000 циклов с амплитудой 2,5 мм. Поэтому двуслойные образцы делали с подслоем 1 мм из цементного состава. Все образцы с полимерными наполнителями (однослойные и с подслоем) выдерживали более 2000 циклов с амплитудой 2,5 мм. Некоторые образцы были подвергнуты трехточечной пластической деформации. На рисунке 1, б показаны образцы с покрытиями после деформации с наполнителями: 1 – СВМПЭ; 2 – два слоя: первый слой портландцемент (1 мм), второй ПЭТ мультидисперсный (4 мм); 3 – ПЭТ мультидисперсный (4 мм). ПЭТ мультидисперсный это размолотый на ножевой мельнице вторичный ПЭТ (флекс) и отсеянный на сите 1,17 мм. Все образцы не разрушились и не отслоились от подложки. Угол изгиба составил $14 \pm 1^\circ$. Покрытия без подложки хрупко разрушались при малейшей деформации.

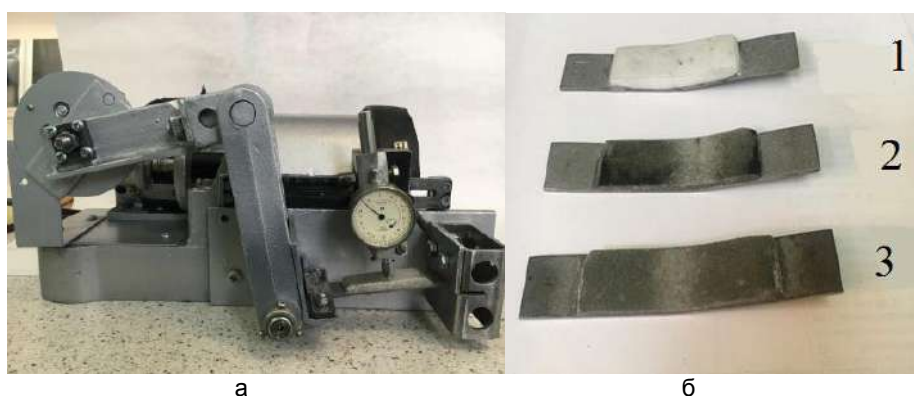


Рисунок 1 – Прибор для циклической упругой деформации подложки с покрытием (а) и (б) образцы после трехточечной пластической деформации без отслоений и нарушения целостности

Для изучения силы трения и параметров износа функциональных покрытий при трении о грунт готовились образцы покрытий на подложке из Ст3 размерами 100x50x2 мм с отогнутой передней кромкой, которые крепились на держателе с помощью магнитов. Держатель с грузами и прикрепленным снизу образцом показан на рисунке 2, а. Исследование трибологических характеристик покрытий проводили на карусельном стенде показанном на рисунке 2, б [5]. Набор приспособлений и устройств позволяет подготовить и поддерживать экспериментальное поле с заданными плотностью, влажностью и абразивной способностью поверхности модельного грунта во все время испытаний. Сила трения, измеряемая динамометром на базе плоской пружины с механотронным датчиком, и относительная влажность, определяемая кондуктометрическим методом, фиксируются онлайн в виде таблиц и графиков. Скорость вращения карусели регулируется от 0 до 60 об/мин. Износ покрытия определяли как потерю веса и через плотность покрытия пересчитывали в мкм/км. Лучший результат по износостойкости показали композиты с СВМПЭ и мультидисперсным ПЭТ наполнителем: 4 и 3 мкм/км соответственно. Плита СВМПЭ при тех же условиях показала 2 мкм/км.

Коэффициент трения зависит от влажности грунта. На рисунке 3 показаны зависимости коэффициентов трения для композитов с СВМПЭ (5) и с ПЭТ (7), а также, для сравнения, для стали (4) и фторопласта (2) от влажности.



Рисунок 2 – держатель образца с грузами, поводком и образцом на магнитном креплении (а) и (б) карусельный стенд для исследования трибологических параметров функциональных покрытий при трении о модельный грунт

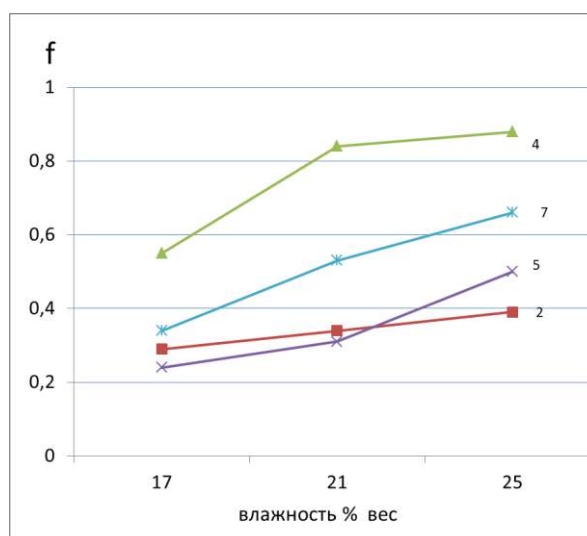


Рисунок 3 – Зависимость коэффициента трения образцов от влажности

Сильное налипание грунта отмечено на стали и композите с природным песком. На композитных покрытиях с полимерными наполнителями налипания грунта не наблюдалось.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. M.A. Khan, R. Qaisrani, L.I. Jian-qiao. The Techniques of Reducing Adhesion and Scouring Soil by Bionic – Review of Literature // Advances in Natural Science, Proceeding of 3rd International Conference of Bionic Engineering. – 2010 (3), No. 2. –P.41–50.
2. А. Кобец, А. Деркач, О. Каба и др. Идентификация материала «tekrone» и обоснование аналогов для изготовления отвалов лемешных плугов // Agricultural machinery. – 2019 (1).– С. 35–38.
3. А.М. Михальченков, И.О. Кожухова, А.А.Тюрева, С.Н. Прудников. Технологии восстановления отвалов плужных корпусов. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://cyberleninka.ru/article/n/tehnologii-vosstanovleniya-otvalov-pluzhnyh-korpusov/viewer>.
4. А.М. Михальченков, Р.Ю. Соловьев, Я.Ю. Бирюлина. Восстановление отвалов образивостойким дисперсионно-упрочненным композитом на основе эпоксидной смолы // Тракторы и сельхозмашины. – 2015, (3).– С. 49 -51.
5. Г.В. Макаревич, И.А. Сальникова, В.В. Сасковец, Э.И. Поволанский. Стенд для изучения трения о грунт // Трение и износ. – 2024, (2).– С. 151–159.

**ВЛИЯНИЕ СПОСОБА СВАРКИ И ВВЕДЕНИЯ ИСКУССТВЕННЫХ ДЕФЕКТОВ НА
ЭВОЛЮЦИЮ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВКЛАДОВ
РАЗЛИЧНЫХ МЕХАНИЗМОВ В ОБЩЕЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ В
НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ**

**Курган К.А.^{1*}, Клопотов А.А.², Попова Н.А.², Абабков Н.В.³,
Смирнов А.Н.³, Волокитин Г.Г.²**

¹ООО «Газпром трансгаз Сургут», Сургут, Россия

²Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия

³Кузбасский государственный технический университет, Кемерово, Россия
*kurgan_ka@mail.ru

Сварка является одним из наиболее распространенных технологических процессов соединения металлов, однако термический цикл сварки неизбежно приводит к формированию зоны термического влияния (ЗТВ) с гетерогенной структурой и полями внутренних напряжений [1]. Для низколегированных сталей, таких как 09Г2С, широко применяемых в строительстве, нефтегазовой отрасли и судостроении [2], проблема контроля структурно-фазового состояния сварных соединений приобретает особую актуальность. Это связано с тем, что именно в ЗТВ наиболее вероятно зарождение усталостных трещин и хрупкое разрушение, особенно при эксплуатации конструкций в условиях низких температур или циклических нагрузок [3].

Несмотря на многолетние исследования, многие вопросы остаются открытыми. В частности, недостаточно изучено влияние различных методов сварки (ручная дуговая, импульсная) на тонкую структуру материала, а также роль технологических дефектов (например, случайного попадания инородных включений) в трансформации дислокационного ансамбля [4]. Существующие работы часто ограничиваются анализом макроструктуры или стандартными механическими испытаниями, не раскрывая физических механизмов упрочнения на микроуровне [5].

Современные представления физики прочности и пластичности базируются на анализе дислокационной структуры. Согласно классическому закону Тейлора [6]:

$$\sigma = \sigma_f + m\alpha G b \rho^{1/2} \quad (1),$$

Установлена связь между макроскопическим напряжением течения (σ) и скалярной плотностью дислокаций (ρ), где $m\alpha$ выступает в роли безразмерного коэффициента, объединяющего ориентационный множитель m и параметр взаимодействия дислокаций α . Дальнейшее развитие закона Тейлора привело к тому, что стали определять разные механизмы упрочнения в высокопрочных сталях на основе, взаимодействия с дислокаций между собой, торможении и блокировке дислокаций границами зёрен, атомами легирующих элементов, дисперсными частицами [7]. Предполагается аддитивность [8] основных механизмов упрочнения [7], которые суммарно описывают вклад в значение предела текучести ($\Delta\sigma_{0.2}$) по формуле (2):

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + \sigma_{\text{дисл}} + \sigma_{\text{рейки}} + \sigma_{\text{тв-р-р}} + \sigma_{\text{частицы}} \quad (2),$$

Здесь предел текучести материала $\sigma_{0.2}$ определяется вкладами от различных механизмов: сопротивления решетки (σ_0), дислокационного упрочнения ($\sigma_{\text{дисл}}$), упрочнения за счет границ зерен и субзерен ($\sigma_{\text{рейки}}$), твердорастворного механизма ($\sigma_{\text{тв.р-р}}$) и дисперсного упрочнения частицами ($\sigma_{\text{частицы}}$) [11, 12]. При этом ключевым параметром, связывающим микроскопическую картину с макроскопическими свойствами, является плотность дислокаций и характер их распределения (скалярная ρ и избыточная $\rho \pm$ плотность) [9]. Особую роль играет кривизна-кручение

кристаллической решетки (χ), которая является источником дальнедействующих полей напряжений и может служить индикатором предразрушения [10].

Однако комплексные исследования, связывающие технологические параметры сварки стали 09Г2С с количественными характеристиками дислокационной структуры, распределением внутренних напряжений и морфологией фаз (феррит, перлит, мартенсит), представлены в литературе недостаточно полно.

Целью настоящей работы является количественная оценка вкладов различных механизмов упрочнения в общее сопротивление деформированию на основе анализа электронно-микроскопических исследований в зоне термического влияния сварных соединений стали 09Г2С при различных методах сварки и при введении искусственных дефектов.

Структурно-фазовые состояния стали 09Г2С исследовали методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах на электронном микроскопе ЭМ-125 с увеличением в колонне микроскопа 25000 крат. Тонкие фольги были электроискровым методом вырезаны из разных областей образца: вдали от сварного шва; на расстоянии 1 мм от границы сплавления; материала шва – на расстоянии 0,5 мм. Сварные швы были получены методом ручной дуговой сварки без дефектов и с введением искусственных дефектов, методом импульсной сварки без дефектов и с введением искусственных дефектов. При этом методе сварки искусственные дефекты вводились в виде кусочков алюминия.

По электронно-микроскопическим изображениям измеряли следующие параметры структуры стали: объемные доли морфологических составляющих матрицы стали, скалярную и избыточную плотность дислокаций, амплитуду кривизны-кручения кристаллической решетки и амплитуды внутренних напряжений [11].

В результате на основе анализа полученных экспериментальных данных при помощи электронной микроскопии были определены изменения структуры, а также проведена количественная оценка вкладов различных механизмов в общее сопротивление деформирования по формуле (2).

1. *Упрочнение решетки* ($\sigma_0 = 2 \times 10^{-4} \times G$). Модуль сдвига G для стали 09Г2С составляет ~ 80 ГПа [12]. Следовательно, $\sigma_0 \approx 16$ МПа. Это базовая величина, которая является константой для данной стали и не зависит от способа сварки. В общем балансе упрочнения (предел текучести ~ 350 - 400 МПа) ее доля не превышает 5%.

2. *Дислокационное упрочнение* ($\sigma_{\text{дисл}}$). Это основной вклад, изменяющийся в зависимости от условий сварки. Экспериментально определенные значения скалярной плотности дислокаций ρ позволяют рассчитать $\sigma_{\text{дисл}}$ по закону Тейлора по формуле При расчете использовали следующие значения параметров в формуле (1): $m \sim 3$ (фактор Тейлора для ОЦК-поликристаллов), $\alpha \sim 0.3$ - 0.5 нм, $b \sim 0.25$ нм. В результате для разных структур были получены следующие значения $\sigma_{\text{дисл}}$. Для феррита в исходном состоянии ($\rho = 4.21 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$) $\sigma_{\text{дисл}}$ составляет ~ 200 - 250 МПа. Для мартенсита после импульсной сварки ($\rho = 4.71 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$) $\sigma_{\text{дисл}}$ может достигать значений порядка 300 МПа.

Таким образом, метод сварки и наличие дефектов напрямую управляют величиной $\sigma_{\text{дисл}}$ через изменение ρ , что и определяет основную долю упрочнения.

3. *Упрочнение границами рек и субзерен* ($\sigma_{\text{рейки}}$). В работе детально исследована фрагментированная структура феррита и мартенситных рек. Границы фрагментов и рек являются эффективными барьерами для движения дислокаций. Вклад $\sigma_{\text{рейки}}$ может быть оценен по формуле Холла-Петча [10]:

$$\sigma_{\text{рейки}} = k_y / \sqrt{d} \quad (3),$$

При ручной дуговой сварке без дефектов размер фрагментов феррита составлял $\sim 0,7$ мкм. При импульсной сварке с дефектами размер фрагментов уменьшился до $\sim 0,5$ мкм. Согласно формуле Холла-Петча, уменьшение размера зерна в 1,4 раза приводит к росту $\sigma_{\text{рейки}}$ примерно на 20%. Таким образом, импульсная сварка обеспечивает дополнительное упрочнение за счет измельчения структуры.

4. *Твердорастворное упрочнение ($\sigma_{\text{тв.р-р}}$)*. При введении искусственных дефектов установлено разрушение цементита (Fe_3C) и уход углерода в твердый раствор ($\alpha\text{-Fe}$). Атомы углерода, находясь в междоузлиях решетки феррита, создают поля искажений и затрудняют движение дислокаций (эффект Коттрелла). Рост $\sigma_{\text{тв.р-р}}$ компенсирует частичную потерю упрочнения от разрушенных карбидов.

5. *Дисперсное упрочнение частицами ($\sigma_{\text{частицы}}$)*. Вклад от частиц цементита Fe_3C ($\sigma_{\text{частицы}}$) оценивается по механизму Орована (огибание частиц дислокациями). В исходном состоянии и после некоторых режимов сварки частицы цементита присутствуют как на границах фрагментов, так и внутри зерен. При введении дефектов часть карбидов растворяется, что снижает этот вклад, однако он может быть частично замещен твердорастворным упрочнением.

Таким образом, предложенное уравнение позволяет количественно описать сложный процесс упрочнения, разделив его на физически обоснованные составляющие. Экспериментальные данные, полученные в работе, дают количественную основу для расчета каждого из этих слагаемых, что позволяет перейти от эмпирического подбора режимов сварки к научно обоснованному прогнозированию свойств сварного соединения.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (FEMN-2026-0003).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Kou S. Welding Metallurgy. – 2nd ed. – Hoboken: John Wiley & Sons, 2003. – 480.
2. Лахтин Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия. 1993. С. 493.
3. Максимова Е.М. Влияние низкой температуры на структуру зоны термического влияния сварного соединения низколегированной стали Природные ресурсы Арктики и субарктики. 2019. V. 24, No. 4. С. 161-168.
4. Винокуров В.А., Куркин С.А., Николаев Г.А. Сварные конструкции. Механика разрушений и критерии работоспособности. М.: Машиностроение, 1996. С. 576.
5. Смирнов А.Н., Козлов Э.В., Попова Н.А. и др. Структурно-фазовые состояния и поля внутренних напряжений в сварных соединениях конструкционных сталей. Кемерово: КузбассВуиздат. 2014. С. 290.
6. Taylor G.I. The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals. Part I. Theoretical. Proceedings of the Royal Society A. 1934. V. 145, No. 855. P. 362-387.
7. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин, Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. С. 312.
8. Бараз В.Р., Филиппов М.А. Физические основы упрочнения и разрушения материалов. Екатеринбург: УГУ. 2017. С. 192.
9. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Известия вузов. Физика. 1990. Т. 33, № 2. С. 89-106.
10. Конева Н.А., Козлов Э.В. Дислокационная структура и физические механизмы упрочнения металлических материалов. Перспективные материалы. ТГУ. МИСиС. 2006. С. 267-320.
11. Конева Н.А. Черкасова Т.В. и др. Дислокационные субструктуры. Электронно-микроскопические методы измерения их параметров. Новокузнецк: СибГИУ, 2019. С. 2015.
12. Солнцев, Ю. П. Металлы и сплавы. Санкт-Петербург: Профессионал. 2003. С. 1056.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КАМЕННОУГОЛЬНОГО ПЕКА ДЛЯ СИНТЕЗА БОРИРОВАННЫХ МИКРОАЛМАЗОВ

Антанович А.А., Зибров И.П., Филоненко В.П.

ФБГУ Институт физики высоких давлений им. Л.Ф.Вережагина РАН, Москва,
Россия

antanov@hppi.troitsk.ru

В чистом виде синтетические алмазы, обладая целым рядом замечательных физических, химических и механических свойств, с точки зрения электропроводности являются изоляторами. Борирование (легирование бором) алмазов позволяет при полном сохранении всех указанных свойств получать алмазы с регулируемыми электрическими свойствами в зависимости от концентрации бора, что позволяет применять такие алмазы, например, в электронике. Элемент бор, расположенный слева от углерода в периодической таблиц, является электроноакцептором по отношению к углероду и легко встраивается в решетки графита и алмаза. Борированные алмазы могут быть получены при нормальном давлении различными пленочными технологиями, например CVD [1]. Синтез нано- и микропорошков, как правило, проводится методами НРНТ (высокие давления и высокие температуры).

Для получения борированных нано и микропорошков алмазов, как правило, используют синтез в условиях высоких давлений и температур. Исходными материалами для получения в алмазе концентрации бора не менее 1% могут быть, в том числе борсодержащие углеводороды. В этом случае образование кристаллов алмаза происходит без использования металлических катализаторов. Однако, применение содержащих бор углеводородов, например $C_{16}H_{30}B_2$ [2], в качестве исходных компонентов не позволяет проводить синтез при высоком давлении в камерах с большим реакционным объемом из-за высокой концентрации летучих при термических разложениях таких прекурсоров. Вместе с тем представляет интерес использовать для синтеза в качестве источника углерода высокотемпературный каменноугольный пек, представляющий собой смесь высокомолекулярных ароматических углеводородов с содержанием более 60% твердого углерода и низким содержанием золы. Последовательность структурных и фазовых превращений пека при синтезе включает его карбонизацию и графитизацию с возможностью трансформации графита в алмаз.

Для синтеза алмаза были использованы смеси порошка высокотемпературного каменноугольного пека с субмикронным порошком аморфного бора. Синтез проводили в камерах типа тороид [3] с реакционным объемом 0.3 см^3 и схемой его заполнения [4] в диапазоне давлений 7.5-8.0 ГПа при температурах около 1700 °С. Скорость разогрева реакционного объема меняли в диапазоне от 50 до 500 °С/сек., а время выдержки от 3 до 120 секунд.

Для анализа полученных образцов использовали рентгеновскую дифракцию (Huber Imaging Plate Guinier camera G670, Cu $K_{\alpha 1}$ radiation). Расчет параметров ячейки проводили с помощью программы PIRUM. Электронную микроскопию проводили на установке JSM-6390 JEOL.

Поскольку и бор и водород являются активаторами фазового перехода в алмаз, был проведен сравнительный анализ их «каталитической» активности. На рисунке 1 приведены дифрактограммы образцов, полученных при термобарической обработке чистого пека без добавки бора и смеси пека с бором без бора. Дифрактограммы на рисунке 1 показывают, что степень превращения в алмаз пека не превышает 10%, в то время как смесь пека с бором практически полностью превратилась в алмаз. Эти сравнительные эксперименты подтвердили, что именно бор является основным активатором прямого фазового перехода графита в алмаз.

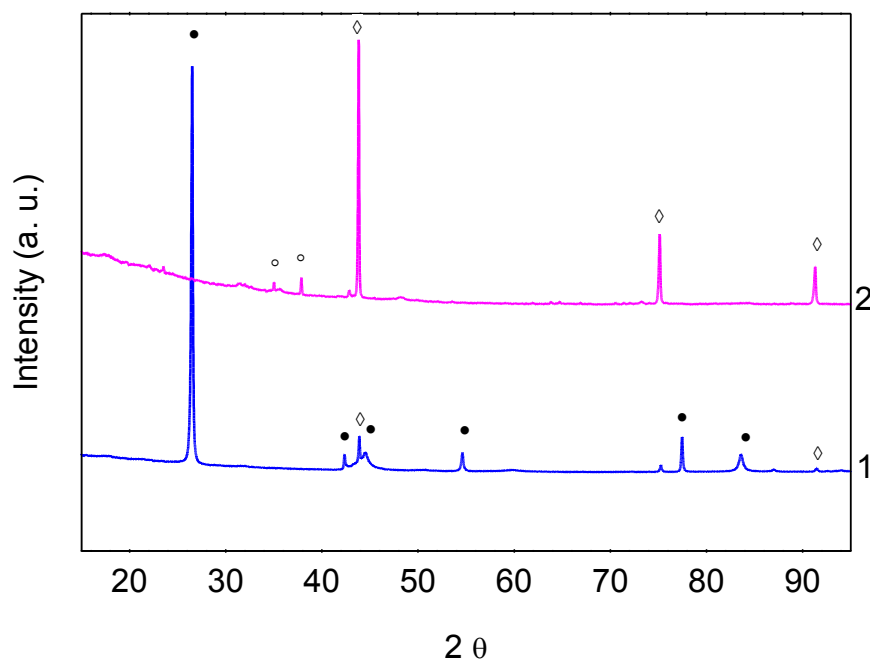


Рисунок 1 – Дифрактограммы образцов после термобарической обработки:
1 – высокотемпературного пека; 2 – смеси пека с бором
● – графит, ◇ - алмаз, ○ – B_4C

Морфология алмазных кристаллов, полученных из смеси пека с бором, приведена на рисунке 2. Из приведенного рисунка видно, что при синтезе алмазов из смеси пека с бором формируются микрокристаллы с правильной огранкой, включая алмазные частицы с морфологией пятиконечных звезд.

Выбранный термобарический режим синтеза обеспечивает степень превращения углерода в алмаз на уровне 90-95% с размерами частиц от единиц до десятков микрон.

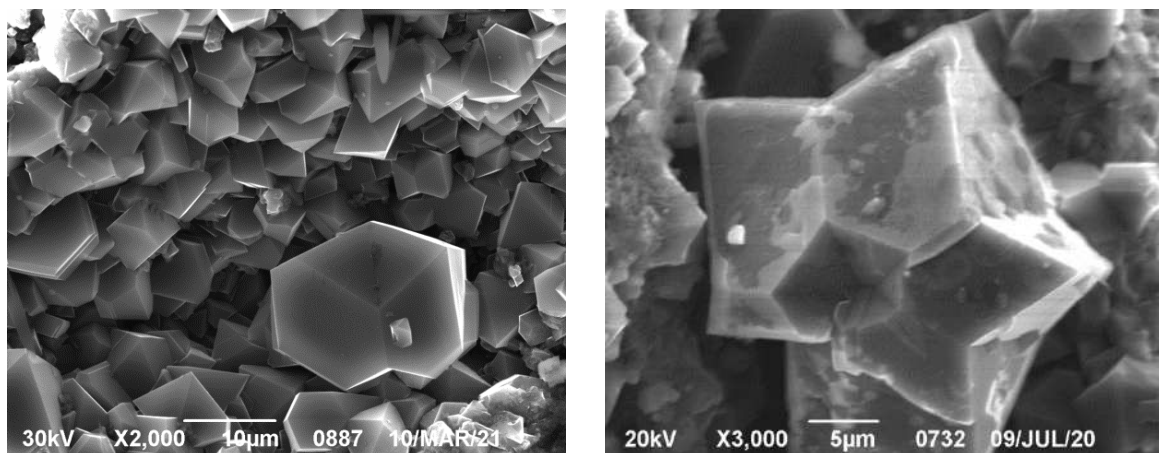


Рисунок 2 - Морфология алмазных кристаллов, полученных из смеси пека с бором

Содержание бора, замещающего углерод в алмазной решетке, можно оценить с помощью рентгеновского анализа по увеличению параметра элементарной ячейки. Серия экспериментов по синтезу борированных алмазов была проведена при высокой скорости нагрева (500 °C/сек) и коротких временах выдержки (3-7 секунд). Оказалось, что такого времени достаточно для формирования из пека борированного графита и его трансформации в алмаз. Причем скорость роста кристаллов алмаза оказалась очень высокой, а их размеры после выдержки в три секунды достигали 30-40 мкм.

Таким образом показано, что высокотемпературный пек может служить эффективным сырьем для масштабируемого синтеза микроалмазов с содержанием

бора в решетке более 1%. При этом высокое содержание бора в решетке алмаза возможно получить только при реализации механизма прямой трансформации в алмаз борированного графита. В случае использования металлов-катализаторов и реализации механизма синтеза алмазов перекристаллизацией через расплав можно рассчитывать на содержание бора в алмазной решетке менее 0.1%.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Y. Harada, R. Hishinuma, N. Spataru et al. // *Diam. Relat. Mater.* 2019. V. 92.
2. E. A. Ekimov, O. S. Kudryavtsev, S. Turner et al. // *Phys. Stat. Sol. A.* 2016. V.213. # 10.
3. L.G. Khvostantsev, V.N. Slesarev, V.V. Brazhkin. // *High Press. Res.* 2004. V. 24.
4. V.P. Filonenko, I. P. Zibrov, A.A. Antanovich et al. // *Inorg. Mater. Appl. Res.* 2012. V.3.. # 5.

КРИСТАЛЛИЧНОСТЬ МУЛЛИТА КАК НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ РЕЖИМОВ ОБЖИГА

Каныгина О.Н., Четверикова А.Г., Макаров В.Н.

*ФГБОУ «Оренбургский государственный университет», Оренбург, Россия
KR-727@mail.ru*

Согласно современным представлениям, значение индекса кристалличности CI (crystallinity index) для муллита является хорошо стандартизированной и воспроизводимой мерой, имеющей чёткую прямую корреляцию с его кристаллической структурой, а именно размером областей когерентного рассеяния. Оба структурных параметра зависят от режима термической обработки материала. Исследования последних лет показали, что CI муллита характеризуют степень трёхмерного дальнего порядка в его кристаллической решётке. Высокие значения этого параметра для муллита указывают на наличие крупных и совершенных кристаллов, более полное завершение реакции муллитизации [1].

Авторами тезисов ранее была разработана технология получения электрофарфора из природного каолинита Оренбургского месторождения [2] и описаны основные структурные превращения [3], имеющие место в процессе термической обработки. Тем не менее, не все результаты физико-химические процессов формирования конечной структуры были исследованы. Отдельный интерес для материаловедов всегда представляет влияние скорости нагрева и температуры обжига на формирование кристаллической структуры керамического материала [4,5 7,9]. Поэтому были подготовлены 4 партии образцов, различающихся скоростью нагрева керамической каолиновой массы (5 К/мин и 10 К/мин) и температурой обжига (1100 и 1400 °С). Технология подготовки керамической массы из природного каолинита, его изоморфизм и кристалличность подробно описаны в статьях [3] и [6], соответственно.

Стандартный метод расчёта CI муллита, входящего во все партии образцов основан на данных дифрактометрии. Рентгенофазовый анализ керамических образцов выполнили, используя дифрактометр Advin PowDix 600 (АДВИН, Республика Беларусь) при следующих рабочих параметрах: Cu_α -излучение; углы 2θ : $20^\circ - 40^\circ$; скорость съёмки 0,2 °/мин. Обработку дифрактограмм проводили в программном комплексе XRDServerFP. Для оценки индекса кристалличности использовали пару соседних, не перекрывающихся другими фазами, чётких пиков для углов 2θ при 26.00° (210) и 26.26° (110). Самый интенсивный «рабочий» пик для сопутствующей фазы – α -кварца, наблюдался при $2\theta=26.60^\circ$. Для проведения прецизионного анализа значений CI и размеров ОКР уточняли положения пиков путём моделирования их положения и полуширины методом Гаусса [7, 8]. На рис. 1 представлен фрагмент экспериментальной рентгенограммы и его аппроксимация симметричными функциями Гаусса. Линии муллита для $2\theta_{201}$ и $2\theta_{120}$ отмечены синими кривыми, α -кварца ($2\theta_{011}$) – красной, мусковита ($2\theta_{114}$) - зелёной. Значения полуширины линий на полувысоте приведены в таблице 1.

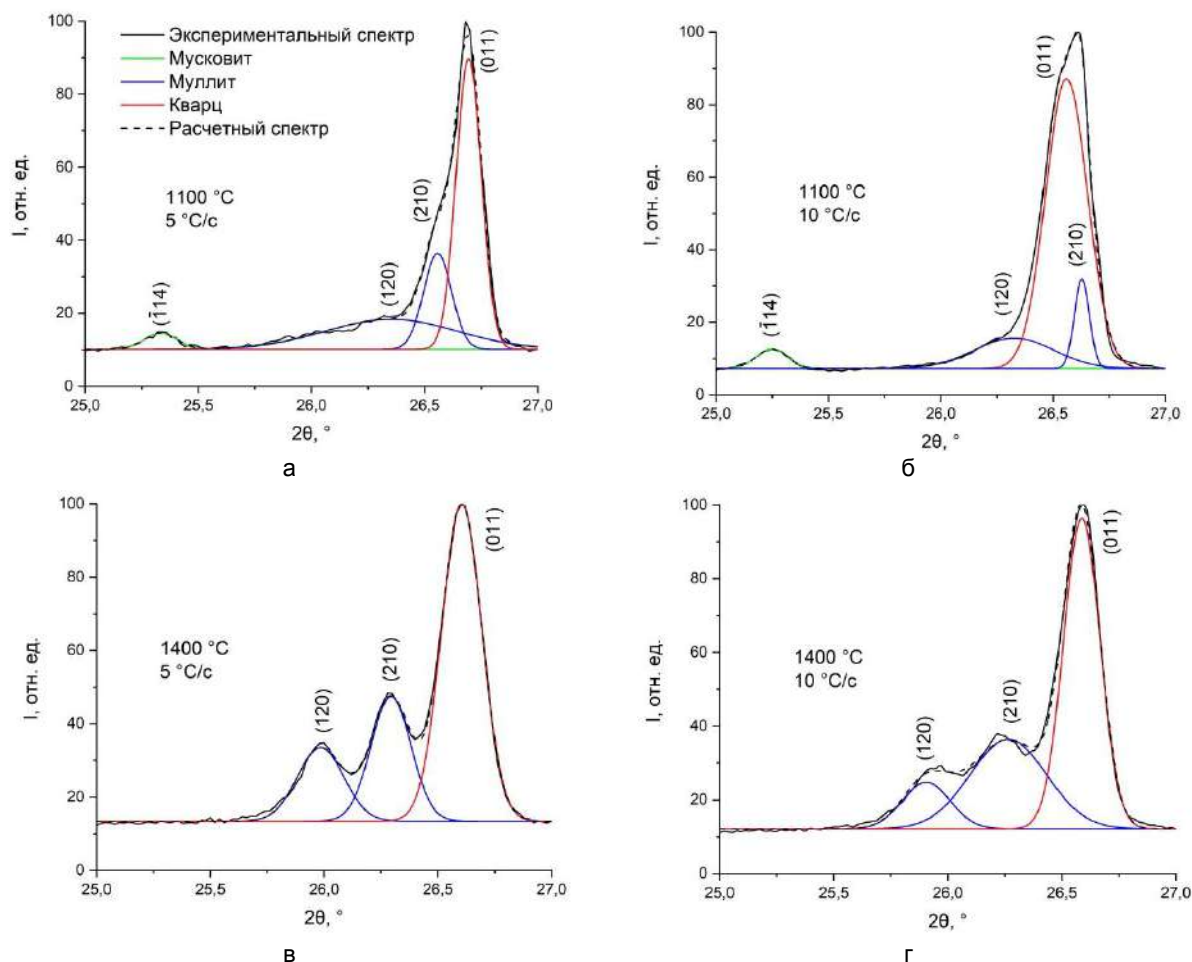


Рисунок 1 – Фрагменты дифрактограмм образцов, обожжённых при 1100 °С (а, б) и 1400° С (в, г) со скоростями обжига 5 К/мин (а, в) и 10 К/мин (б, г) в диапазоне углов 2θ от 25° до 27°

Таблица 1 - Значения полуширины пика δ (минуты) в различных условиях

Условия термообработки	Фон %	№ линии	0	1	2	3
		фаза	мусковит	муллит	муллит	кварц
		(hkl)	(-1 1 4)	(120)	(210)	(011)
1100, 5К/мин	10,0	δ , минуты	4,53	11,08	8,52	3,96
1100, 10К/мин	8,0		4,36	10,9	6,92	6,54
1400, 5К/мин	12,6		-	7,2	6,60	6,00
1400, 10К/мин	11,0		-	8,72	6,2	5,45

Значения максимальной температуры и скорости нагрева влияют на величину фона (количество аморфной фазы). Максимальное её количество наблюдается при нагревании образцов до 1400 °С при скорости нагрева 5К/мин (12,6 %); минимальное – 2,4% при максимальной скорости нагрева и температуре 1100 °С. Расчётные относительные значения CI для различных условий нагрева приведены в таблице 2.

Анализ процесса муллитизации оценили с помощью относительного значения ΔCI :

$$\Delta CI = \delta(5K/мин)/\delta(10 K/мин),$$

где δ – полуширина пика на половине максимальной интенсивности.

Таблица 2 - Вариации CI при смене скоростей и температур нагрева

Сопоставление режимов	№ линии	0	1	2	3
	фаза	мусковит	муллит	муллит	кварц
1400/1100 при V1=5 /мин	Отношения значений CI	-	1,43	1,29	0,67
			1,36		
1400/1100 при V2=10 К/мин		-	1,20	1,17	1,2
			1,18		
1400 при V1/V2		-	1,21	1,10	0,91
			1,16		
1100 при V1/V2		1,04	0,98	0,82	1,65
			0,90		

Наибольшее значение для повышения параметров CI муллита имеет увеличение температуры на 300 °С (в 1,36 раз) со скоростью нагрева 5К/мин. Для α-кварца нагрев до 1400 °С при этой скорости приводит к разупорядочению кристаллической структуры (0,67), Этот результат хорошо согласуется с результатами работ : при скорости нагрева 10 К/мин, наоборот, кристаллическая решётка кварца укрепляется. Такой интересный факт требует дальнейшего изучения.

Меньшая скорость нагрева до 1400 °С незначительно повышает CI для муллита (1,16) но снижает порядок кристаллитов в кварце (0,91); при нагреве до 1100 °С значения CI для муллита падают, но слегка повышаются для мусковита (1,04) и особенно заметно для кварца (1,65). Полученная информация, на наш взгляд, весьма полезна для организации синергичных процессов, сочетающих высокие свойства электрокерамики с минимальными энергетическими расходами.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Zhou H. M., Qiao X. C., Yu J. G. Influences of quartz and muscovite on the formation of mullite from kaolinite //Applied Clay Science. –2013. – Т. 80. – С. 176181
2. Патент № 2847714 С1 Российская Федерация, МПК C04B 35/185, C04B 35/626. Способ получения керамического материала на основе муллита : заявл. 16.12.2024 : опубл. 15.10.2025 / О. Н. Каныгина, А. Г. Четверикова, В. Н. Макаров [и др.] ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Оренбургский государственный университет". – EDN YXAIQK.
3. Синтез муллитокремнеземистой керамики с улучшенными электрофизическими характеристиками / А. Г. Четверикова, В. Н. Макаров, А. Р. Садыков [и др.] // Стекло и керамика. – 2025. – Т. 98, № 9(1173). – С. 37-47. – DOI 10.14489/glc.2025.09.pp.037-047. – EDN JILDIN.
4. Влияние скорости нагрева на физико-механические свойства кремнеземистой керамики / О. Н. Каныгина, А. Г. Четверикова, А. А. Скрипников, В. М. Лелевкин // Стекло и керамика. – 1999. – № 6. – С. 17-20. – EDN SBSQGP.
5. Филатова Н. В., Косенко Н. Ф., Баданов М. А. Влияние режима термообработки и мезаноактивации каолинита на процесс муллитобразования //Химическая физика и мезоскопия. – 2023. – Т. 25. – №. 1. – С. 105-112.
6. Четверикова, А. Г. Параметры «кристалличности» природного каолинита с высокой степенью изоморфизма / А. Г. Четверикова // Университетский комплекс как региональный центр образования, науки и культуры : материалы Всероссийской научно-методической конференции, посвященной 70-летию Оренбургского государственного университета, Оренбург, 30 января – 01 2025 года. – Оренбург: Оренбургский государственный университет, 2025. – С. 3428-3432. – EDN IUETSF.
7. Молодец, А. М. Уплотнение кристаллического карбида бора при ударно-волновом нагружении / А. М. Молодец, А. А. Голышев, Г. В. Шилов // Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 2020. – Т. 157, № 3. – С. 513-522. – DOI 10.31857/S0044451020030128. – EDN VACQJA.
8. Сыртанов, М. С. Рентгенодифракционный комплекс для контроля структурно-фазовых изменений в материалах при динамических процессах в газовых средах : специальность 05.11.13 "Приборы и методы контроля природной среды, веществ, материалов и изделий" : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Сыртанов Максим Сергеевич. – Томск, 2018. – 116 с. – EDN YYIBDQ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЧЕТА ПЛАСТИЧНОСТИ НА ТОЧНОСТЬ МОДЕЛИРОВАНИЯ ЭФФЕКТА ТРЕНИРОВКИ РАБОЧЕГО ЭЛЕМЕНТА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПРИВОДА ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Горбаченко Д.Ф.^{1,2*}, Беляев Ф.С.^{1,2}

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

²Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

*daniilgorbachenko@gmail.com

Сплавы с памятью формы (СПФ) широко применяются в качестве рабочих элементов термомеханических приводов благодаря способности восстанавливать накопленную деформацию при нагреве и развивать значительные усилия при относительно малой массе конструкции. Особенно перспективным является использование СПФ в торсионных приводах, где сочетаются компактность, простота конструкции и высокая удельная работоспособность.

Рабочий цикл термомеханического привода включает стадию накопления деформации в мартенситной фазе («взвод») и стадию её восстановления при нагреве выше температур обратного превращения («срабатывание»). Однако при многократном термоциклировании свойства материала изменяются: уменьшается величина восстанавливаемой деформации, накапливается остаточная деформация, снижается развиваемое напряжение и полезная работа. Эти процессы приводят к функциональной усталости и ограничивают долговечность приводных систем.

В предыдущих исследованиях было показано, что применение предварительной термомеханической тренировки рабочего элемента, в частности активного деформирования в аустенитном состоянии, позволяет существенно повысить стабильность рабочих характеристик привода. Численное моделирование продемонстрировало, что увеличение амплитуды тренировочной деформации и числа тренировочных циклов приводит к снижению скорости деградации восстанавливаемой деформации и работоспособности привода. Было установлено существование оптимального диапазона параметров тренировки, обеспечивающего наилучшую воспроизводимость рабочих циклов. В процессе тренировки протекают фазовые превращения, сопровождающиеся развитием микропластической деформации. Возникающая микропластичность приводит к упрочнению материала на микроуровне и способствует стабилизации наиболее благоприятных вариантов мартенсита. Именно этот механизм лежит в основе наблюдаемого тренировочного эффекта.

Однако в указанных исследованиях пластическая деформация материала не учитывалась. Между тем, накопление пластической деформации при циклическом нагружении может оказывать существенное влияние на эволюцию внутреннего состояния материала и, следовательно, на характеристики привода.

В настоящей работе проведён численный анализ влияния учёта пластичности на точность моделирования предварительных тренировок рабочего элемента. Для расчётов использована микроструктурная модель, описывающая представительный объём материала как совокупность зёрен с различными кристаллографическими осями и учитывающая вклад упругой, температурной, фазовой и микропластической деформаций. В отличие от предыдущих расчётов, в модель дополнительно включён механизм пластической деформации, реализующийся при выполнении критерия текучести.

Рассматривался рабочий цикл торсионного привода с рабочим элементом, прошедшим предварительную тренировку в аустените. Варьировались амплитуда тренировочной деформации и число тренировочных циклов. Для оценки работоспособности использовалась величина удельной работы, совершаемой на стадии нагрева.

Полученные результаты показали, что учет пластичности существенно изменяет количественную картину влияния тренировочных режимов. В частности, вклад амплитуды тренировочной деформации в повышение работоспособности привода снижается по сравнению с расчётами без учёта пластики. При увеличении амплитуды предварительной деформации прирост стабильности рабочих

характеристик оказывается менее выраженным, что связано с дополнительным накоплением необратимой пластической деформации в процессе тренировки и последующих циклов. Накопление пластической деформации снижает полноту последующего мартенситного превращения и уменьшает вклад микропластической деформации в формирование упрочняющей структуры. В результате тренировочный эффект ослабевает.

Результаты подчёркивают необходимость комплексного учёта микроструктурных и пластических механизмов при моделировании СПФ-приводов и могут быть использованы при разработке рекомендаций по выбору оптимальных режимов предварительной тренировки для повышения надёжности и долговечности приводных систем.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 25-21-00361.

EFFECT OF RADIATION PROCESSING ON THE PHYSICAL PROPERTIES OF FUNCTIONAL NIOBATE MATERIALS

Dudkina S.I.*, Glazunova E.V., Shilkina L.A., Verbenko I.A., Reznichenko L.A.

Research Institute of Physics, Southern Federal University, Rostov-on-Don, Russia

*s.i.dudkina@yandex.ru

Interest in radiation-physical methods for studying ferroelectric materials is primarily due to the possibility of a dosed effect on their structure and, as a consequence, a directed change in their properties, which makes these methods promising for obtaining materials with a given set of the parameters.

In the work the effect of radiation processing (polychromatic X-ray radiation) was studied on the properties of functional materials based on the solid solutions of the (Na,Li)NbO₃ system from the morphotropic region with coexisting orthorhombic (R) and rhombohedral (Rh) phases. The observed changes in the characteristics indicate the formation of irreversible radiation defects in the solid solutions, the interaction of which with the structure of the material leads to instability of the R-phase, radiation-induced (with an irradiation duration of $\tau = 2$ hours) phase transition to the Rh-phase, stabilization of the latter (shift of the Curie temperature, T_c , towards higher temperatures), non-monotonic behavior of structural (homogeneous parameter of the deformation, δ , [1]), piezoelectric (electromechanical coupling coefficient of the oscillation radial mode, K_p , piezomodulus, d_{31}) [2], dielectric (relative permittivity of polarized samples, $\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$, specific volume electrical resistance, ρ_v), elastic (speed of sound, V_1^E) and mechanical (mechanical quality factor, Q_M) characteristics with extrema in the region phase transition, suppression of piezoelectric activity during long-term irradiation ($\tau > 2$ hours). When changing the dielectric and piezoelectric properties of ferroelectric materials, it can be assumed that radiation defects influence the processes of formation and movement of domains: they either serve as sites for the nucleation of new domains, or interact with elements of the domain structure – the walls and nuclei of domains, or create a space charge, or cause internal displacement, etc.

Three-time intervals are distinguished, differing in the priority mechanisms of the radiation defects effect. At $\tau < 0.5$ h, the annealing of the radiation defects predominates because of their interaction with each other, with the intrinsic and biographical defects of the solid solutions ($\delta_{R,Rh}$, Q_M – fall, $\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$ – grows). At $0.5 \text{ h} < \tau < 2 \text{ h}$, the interaction of the radiation defects with domain walls takes precedence ($\delta_{R,Rh}$, Q_M – increase, $\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$ – decreases). At $\tau > 2 \text{ h}$, the energy factor inducing phase transition plays a predominant role in defect formation. The deterioration of electrical properties is caused by stoichiometry violations and the weakening of the solid solution due to the large number of radiation defects.

The "preservation" of the defective situation that arose during the solid solution synthesis stage and manifests itself in polarized ceramics indicates a "memory" effect in the solid solution. Even though the surface layer (up to 0.1 mm thick) is exposed to intense irradiation, the results of changes in the properties of the solid solution indicate "volume" phenomena. This is likely a consequence of the emergence of an internal radiation-induced electric field of space charge in the surface layer of the materials because of its saturation by radiation defects.

Based on the research conducted, a method for "stiffness" niobate ferroelectric ceramics was developed. The ability to increase the ferroelectric stiffness (with an increase in the mechanical quality factor) of ferroelectric materials allows radiation treatment to be recommended as a method for producing materials for microwave technology and devices operating under high mechanical stress.

This study was supported by the Russian Ministry of Science and Higher Education (State Assignment in the Sphere of Scientific Activity). Project No. FENW-2026-0022.

LIST OF REFERENCES:

1. E.G. Fesenko. The perovskite family and ferroelectricity. Moscow: Atomizdat, 1972.
2. IEEE Standard on Piezoelectricity ANSI/IEEE Std. 176-1987. 1988. New-York. DOI: 10.1109/IEEESTD.1988.79638.

**ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА
СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА
БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Fe–30Mn–5Si**

Садыкова Ю.А., Кадиров П.О., Жукова Ю.С., Прокошкин С.Д.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Москва, Россия*

За последние годы наблюдается значительное увеличение количества случаев переломов костей, происходящим по разным причинам: ввиду хронических заболеваний, старения, в результате падений или травм. В связи с этим разработка создание костных имплантатов с необходимыми геометрическими параметрами и свойствами является актуальным вызовом современности.

Для создания имплантируемых устройств, применяемых в медицинской практике для восстановления костной ткани, используются биоматериалы. Основным критерием возможности применения того или иного материала для имплантатов является высокая биосовместимость, т.к. наличие этого свойства гарантирует отсутствие риска отторжения конструкции организмом человека, однако не менее важное значение играют механические и электрохимические характеристики.

Биоматериалы делятся на две группы: инертные и биodeградируемые. Инертные имплантаты остаются в организме в течение всего периода восстановления костной ткани и должны быть удалены после его завершения путем проведения повторной операции, что может привести к возникновению различных инфекций, трудностей при извлечении имплантатов, а также увеличению срока реабилитации пациентов [1]. Применение биорезорбируемых материалов позволяет избежать вышеперечисленных рисков. Биodeградация способствует постепенному распределению нагрузки на кость, что приводит к более естественным процессам восстановления костной ткани после ее повреждения [2]. Кроме того, применение временных имплантатов исключает необходимость проведения дополнительной операции.

Среди металлических биodeградируемых материалов наиболее популярными являются сплавы на основе магния, цинка и железа. Среди них сплавы системы Fe–Mn–Si являются наиболее перспективными благодаря биосовместимости и высоким функциональным свойствам.

Термомеханическая обработка (ТМО) является эффективным методом воздействия на структуру металлических материалов и, соответственно, их функциональные свойства. Известно, что радиально-сдвиговая прокатка (РСП) позволяет получить мелкозернистую структуру и способствует улучшению физико-механических и эксплуатационных характеристик различных сплавов за счет обеспечения глубокой проработки и уплотнения металла. Однако данный метод не лишен недостатков: происходит образование неоднородной структуры в направлении поперечного сечения полуфабриката из-за неравномерного распределения приложенной нагрузки в периферийной и центральной областях [3, 4].

В прошлых исследованиях применение РСП к сплаву Fe–30Mn–5Si позволило сформировать мелкозернистую структуру и значительно повысить комплекс его функциональных свойств, однако применение данного метода без предварительной ТМО привело к возникновению в заготовках сквозного дефекта в центральной части [5]. Такое поведение может быть связано с тем, что во время РСП, деформации при интенсивном кручении и сдвиге, значительно изменяется пластичность некоторых сплавов, особенно тех, которые находятся в литом состоянии или имеют дефекты, возникшие в результате литья. Поэтому в данной работе перед РСП проводилась мультисековая ковка для устранения литой микроструктуры. Кроме того, в этих исследованиях не был реализован полный потенциал ТМО – не был получен минимальный возможный диаметр полуфабриката, равный 12 мм.

Мультисековая ковка (МК) является эффективным методом ТМО для получения мелкозернистых и ультрамелкозернистых структур и высоких механических свойств разных сплавов, что позволяет сделать предположение, что использование МК в

качестве подготовительного этапа перед РСП позволит предотвратить нарушение целостности прутков после проведения заключительной обработки [6–8].

Целью работы являлось исследование влияния комбинированной термомеханической обработки (ТМО), включающей мультиосевую ковку при 900 °С (МК900) с последующим применением радиально-сдвиговой прокатки при 900 °С (РСП900) для получения прутковых заготовок диаметрами 20 мм (МК900–РСП900 40-20) и 12 мм (МК900–РСП900 40-12), на структуру, фазовый состав, механические и электрохимические свойства биорезорбируемого сплава Fe–30Mn–5Si.

Было выявлено, что МК и сочетание МК с РСП способствуют формированию структуры, состоящей из мелких равноосных зерен, средние размеры которых приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Размер зерна сплава Fe–30Mn–5Si после различных ТМО

Обработка	Размер зерна, мкм	
	Периферия	Центр
МК900	20	20
МК900–РСП900 40-20	11	14
МК900–РСП900 40-12	9	9

В ходе рентгеноструктурного анализа было обнаружено, что после МК и после проведения РСП вслед за ней сплав характеризуется двухфазным состоянием – γ -аустенит и ε -мартенсит, однако при получении прутков диаметром 12 мм путем комбинирования МК и РСП наблюдается большее уширение линии по сравнению с линиями, полученными для сплава после проведения других обработок. Это, вероятно, связано с тем, что уменьшение среднего размера зерна и увеличение общего уровня искажения кристаллической решетки приводит к понижению температуры начала прямого мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \varepsilon$, что приводит к снижению содержания ε -мартенситной фазы.

По мере увеличения степени деформации, т.е. при сужении диаметра заготовки от 80 мм до 40 мм, и от 40 мм до 20 мм или 12 мм, происходит уменьшение среднего размера зерна, что в свою очередь приводит к повышению таких механических показателей, как предел текучести и предел прочности, в то время как модуль Юнга и относительное удлинение до разрушения остаются приблизительно одинаковыми после проведения каждой из рассматриваемых ТМО.

По результатам определения скорости коррозии было выявлено, что после проведения МК для сплава характерно значение 0,24 мм/год, в то время как после проведения РСП наблюдается увеличение скорости биорезорбции до 0,40 мм/год и до 0,39 мм/год при получении прутковых заготовок диаметрами 20 мм и 12 мм соответственно.

В пределах погрешности значения максимального количества циклов до разрушения для разных обработок не различаются, однако важно отметить, что все выбранные режимы ТМО приводят к значительному повышению функциональной коррозионно-усталостной долговечности сплава по сравнению с обработкой до применения ТМО (гомогенизационный отжиг при 900 °С в течение 1 часа), для которой характерно количество циклов до разрушений (2326 ± 1758).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10241.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Якимов Л.А., Слияков Л.Ю., Бобров Д.С. [и др.]. Биodeградируемые импланты. Становление и развитие. Преимущества и недостатки. (Обзор литературы) // Кафедра травматологии и ортопедии. Научно-практический журнал – 2017. – № 1(27). – С. 44-49.
2. Пахомов И.А., Кузнецов В.В., Гуди С.М. Применение биodeградируемых конструкций в хирургической подиатрической клинике с точки зрения клинiкоэкономического анализа // Современные проблемы науки и образования – 2017. – № 6.

3. Hot radial shear rolling and rotary forging of metastable beta Ti–18Zr–14Nb (at. %) alloy for bone implants: Microstructure, texture and functional properties / V. Sheremetyev, A. Kudryashova, V. Cheverikin [e.a.]. // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. – V. 800. – P. 320-326.

4. Obtaining of Long-length Rods with Ultrafine-grained Structure by the Radial-shear Rolling / A. Naizabekov, S. Lezhnev, A. Arbuz [e.a.]. // IOP Conference Series Materials Science and Engineering. – 2018.

5. Effect of combined thermomechanical treatment on structure, mechanical properties, electrochemical behavior and functional corrosion fatigue of biodegradable Fe–30Mn–5Si alloy / P. Kadirov, V. Sheremetyev, Y. Pustov [e.a.]. // Journal of Alloys and Compounds. – 2024. – V.1008.

6. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation / R. Valiev, R. Islamgaliev, I. Alexandrov. // Progress in Materials Science. – 2000. – V. 45. – P. 103-189.

7. Fabrication of very-high-strength pure copper with fine grain structure through multi axial diagonal forging / J.K. Lee, S.C. Kwon, H.T. Jeong [e.a.]. // Materials Letters. – 2020. – V. 269.

8. Effect of Multi-axial Forging on Microstructure and Functional Properties of Bioresorbable Fe–30Mn–5Si (Wt Pct) / P. Kadirov, Y. Zhukova, V. Sheremetyev [e.a.]. // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2025.

ХИМИЧЕСКАЯ СТАБИЛИЗАЦИЯ МАРТЕНСИТА В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ Hf**Сибирев А.В.^{1*}, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Базлов А.И.^{1,2}**¹*Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия*²*Университет науки и технологий МИСИС, г. Москва, Россия***aleksspb@list.ru*

Явление химической стабилизации мартенсита заключается в закреплении вариантов мартенсита за счёт диффузионного перераспределения химических элементов в кристаллической решётке и характерно для упорядоченных сплавов с эффектом памяти формы, например AuCd, AlCuZn, CuAlNi и других. Так как стабилизация происходит за счёт перераспределения химических элементов можно предположить, что в многокомпонентных системах данное явление будет проявляться наиболее ярко из-за максимального конфигурационного разнообразия. В связи с этим целью работы стало исследование влияния эффекта химической стабилизации мартенсита на механическое поведение и эффект памяти формы в высокоэнтропийных сплавах системы Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co. Объектами исследования стали сплавы $Ti_{14}Hf_{23}Zr_{15}Ni_{18}Cu_{15}Co_{15}$, $Ti_9Hf_{32}Zr_{11}Ni_{16}Cu_{18}Co_{14}$ и $Ti_6Hf_{38}Zr_8Ni_{12}Cu_{15}Co_{16}$, которые синтезировали в вакуумной дуговой печи в атмосфере аргона, далее сплавы Hf23, Hf32 и Hf38 соответственно. Дифференциальная сканирующая калориметрия показала, что увеличение концентрации гафния в данных сплавах увеличивает температуры мартенситных переходов.

Из слитков вырезали образцы квадратного сечения 2×2 мм и длиной 25 мм методом электроэрозионной резки. Механические испытания проводили в режиме кручения. В первой серии экспериментов образцы деформировали в мартенситном состоянии (сплав Hf23 при -20°C, сплавы Hf32 и Hf38 при 100°C) до заданной деформации, разгружали и нагревали выше температуры A_c . Охлаждали до первоначальной температуры и деформировали до большей деформации и повторяли всю процедуру. Во второй серии экспериментов новые образцы деформировали до 3% и подвергали выдержке в течение 2 часов при максимальной нагрузке, сплавы Hf32 и Hf38 выдерживали при температуре 100°C, Hf23 при температуре 20°C.

Установлено, что в первой серии экспериментов (без выдержки под нагрузкой) во всех сплавах при разгрузке восстанавливается значительная деформация. Например, после деформирования до 1,5 % сплава Hf32 при разгрузке наблюдали полный возврат деформации, а при деформировании до 3% данный сплав восстановил 2.4%. Во всех сплавах остаточная деформация после деформирования до 3 % не превышала 0.9%. При последующем нагреве остаточная деформация полностью возвращалась в сплавах Hf23 и Hf38, в сплаве Hf32 при заданных деформациях свыше 1,5 %, при нагревании наблюдали необратимую деформацию. Во второй серии экспериментов (после двухчасовой выдержки при заданной деформации 3%) наблюдали изменение соотношения между деформацией, восстанавливаемой при разгрузке и при нагреве в сплавах с высокой концентрацией гафния. Доля деформации, восстановленной при разгрузке, уменьшилась, тогда как доля деформации, возвращенной при нагреве в результате реализации эффекта памяти формы, соответственно возросла. В сплаве Hf23, подвергнутом выдержке при комнатной температуре (20°C), обратимая деформация слабо меняется. В сплаве Hf32, выдержка привела к двукратному увеличению значения ЭПФ с 0,3% до 0,6%, в сплаве Hf38 значение ЭПФ увеличилось с 0,45% до 0,6%. Наблюдаемая корреляция между химическим составом и величиной эффекта стабилизации обусловлена двумя факторами. Во-первых, повышение концентрации Hf смещает интервалы мартенситных превращений в высокотемпературную область, что позволило проводить выдержки при более высокой температуре, а следовательно, интенсивность диффузионных процессов повышается. Во-вторых, значительное отклонение от стехиометрии увеличивает концентрацию точечных дефектов – атомов замещения, что дополнительно усиливает эффект химической стабилизации.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 25-29-01009.

О МНОГОЦИКЛОВОЙ ВЫНОСЛИВОСТИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПРОЧНОСТИ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА

Галышев С.Н.

*Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипяна РАН, Черноголовка,
Россия*

Композиты с алюминиевой матрицей армированной углеродным волокном (углеалюминий, УАК) в перспективе представляют большой интерес с точки зрения эффективной замены алюминиевых сплавов в элементах силовых конструкций благодаря своей прочности, которая может превышать прочность алюминиевых сплавов в 3-4 раза [1]. Также упомянутый композит, благодаря прочности матрицы на сдвиг и трещиностойкости композита в целом, может быть использован в качестве эффективной замены углепластика в ответственных конструкциях.

Вместе с тем, помимо прочностных свойств при нормальных условиях, УАК представляет особый практический интерес с точки зрения его применения при повышенных температурах. Известно, что прочностные свойства абсолютного большинства алюминиевых сплавов существенно снижаются с ростом температуры. Это связано с активацией диффузии и, как следствие, более легкому движению дислокаций. По этой причине, температура эксплуатации алюминиевых сплавов, как правило, не превышает 250 – 300 °С. При этом наиболее жаропрочные сплавы при температуре 250 °С имеют пределы σ_B и $\sigma_{0,2}$ не более 290 и 240 МПа (сплав Д19-Т), соответственно, [2]. Примерно те же прочностные свойства при повышенной температуре имеют западные сплавы 5083 (аналог АМг5), 6061 (аналог Д35) [3], 7075 (аналог В95) [4] и 2618 (аналог АК4).

УАК может стать решением проблемы низких прочностных свойств алюминиевых сплавов при повышенных температурах благодаря углеродному волокну, свойства которого в значительной меньшей мере подвержены влиянию температуры. Несмотря на то, что на сегодняшний день имеется не мало знаний о технологии получения и свойствах углеалюминиевых композитов при комнатной температуре, о высокотемпературных свойствах такого композита известно лишь несколько работ, которые освещаются в тексте доклада. Аналогичным образом обстоит дело и с многоцикловой выносливостью таких композитов.

Цель настоящей работы – исследование многоцикловой выносливости и механических свойств при повышенной температуре углеалюминиевого композита с матрицей легированной висмутом. В докладе обсуждается влияние температуры на деформационное поведение композита и процессы, происходящие на границе раздела между матрицей и волокном при повышении температуры.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-79-10064-П.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Galyshev, S., Atanov, B. The Dependence of the Strength of a Carbon Fiber/Aluminum Matrix Composite on the Interface Shear Strength between the Matrix and Fiber. *Metals*, 2022, vol. 12, pp. 1753. <https://doi.org/10.3390/met12101753>.
2. Колобнев Н.И. Жаропрочность алюминиевых деформируемых сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 1 (40). С. 32–36. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-32-36.
3. Summers, P. T., Chen, Y., Rippe, C. M., Allen, B., Mouritz, A. P., Case, S. W., & Lattimer, B. Y. Overview of aluminum alloy mechanical properties during and after fires. *Fire Science Reviews*, 2015, vol. 4(1). doi:10.1186/s40038-015-0007-5.
4. Gu, R., Liu, Q., Chen, S., Wang, W., & Wei, X. Study on High-Temperature Mechanical Properties and Forming Limit Diagram of 7075 Aluminum Alloy Sheet in Hot Stamping. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019 doi:10.1007/s11665-019-04436-x.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ОБЪЕМНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Федянин Н.Е.^{1,2*}, Сучков А.Н.^{1,2}, Баздникина Е.А.¹, Попова К.А.¹, Баженов А.А.¹

¹Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия

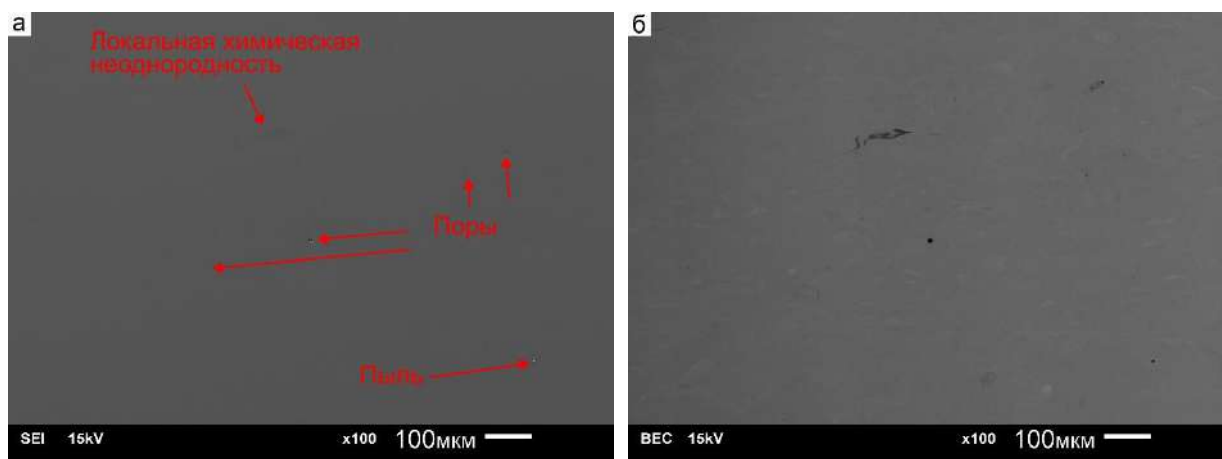
²Сколковский институт науки и технологий, г. Москва, Россия

*fnomsk.work@yandex.ru

На данный момент актуальным является вопрос повышения механических и эксплуатационных характеристик металлических протезов без ухудшения их биосовместимости. Максимальный срок эксплуатации протезов на основе сплавов с кристаллической структурой – 20-25 лет, что обусловлено их биокоррозией и низким трибологическим свойствам, приводящими к постепенному разрушению протеза внутри организма. Применение аморфных металлических сплавов может повысить срок эксплуатации протезов вплоть до 40 лет в виду их высокой стойкости к износу и биокоррозии, а также их высокой биосовместимости [1]. Однако непосредственное применение данного класса материалов ограничено невозможностью получения объемных композиций с аморфной структурой и сложной геометрией традиционными методами такими как литье, штамповка,ковка, фрезерование и др. Решением в данном случае может стать применение методик аддитивного производства, например, селективного лазерного плавления (SLM – Selective Laser Melting) или прямого лазерного выращивания (DMD – Direct Metal Deposition), позволяющих получать изделия почти любых форм и конфигураций за минимальное количество технологических операций [2].

В рамках данной работы проведены исследования структурно-фазового состояния (СФС) объемного аморфного металлического сплава (ОАМС) на основе циркония $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$ (ат.%), полученного методом SLM с разной мощностью лазерного излучения P (от 60 до 150 Вт), а также с различными значениями скорости сканирования лазера v (от 300 до 2100 мм/мин).

По результатам рентгенофазового анализа (РФА), а также по результатам анализа микрофотографий, полученных с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ), было заключено, что лучшим режимом 3Д-печати образцов методом SLM является мощность лазера $P = 90$ Вт и скоростью сканирования $v = 1200$ мм/мин. Ниже на рисунке 1 представлены микрофотографии полученной структуры. На рисунке 2 представлена рентгенограмма рассматриваемого образца.



(а) изображение во вторичных электронах; (б) в обратно отраженных электронах

Рисунок 1 – Микрофотографии образца из сплава $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$ ($P = 90$ Вт, $v = 1200$ мм/мин)

На микрофотографиях видно, что образец обладает сплошной структурой с единичными порами с небольшой локальной химической неоднородностью, которая изображена на рисунке 1б в виде темных и светлых наплывов, по которым можно судить о присутствии сегрегации элементов с малым или высоким атомным номером соответственно.

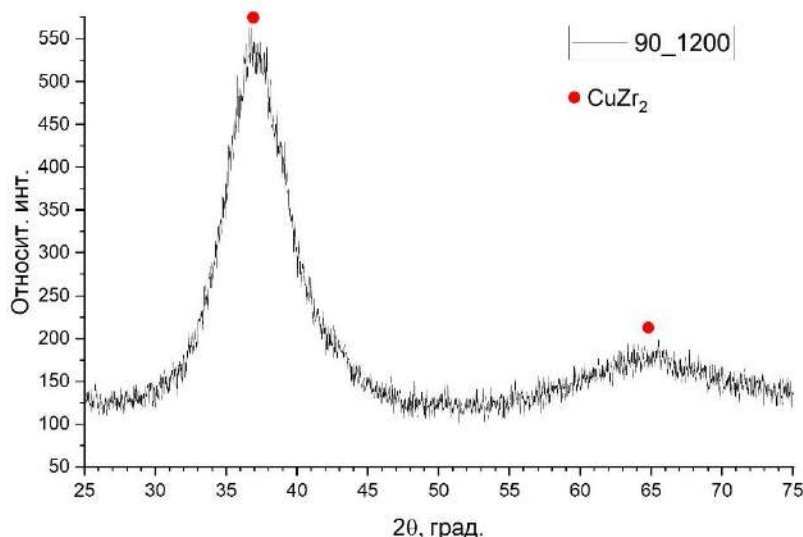
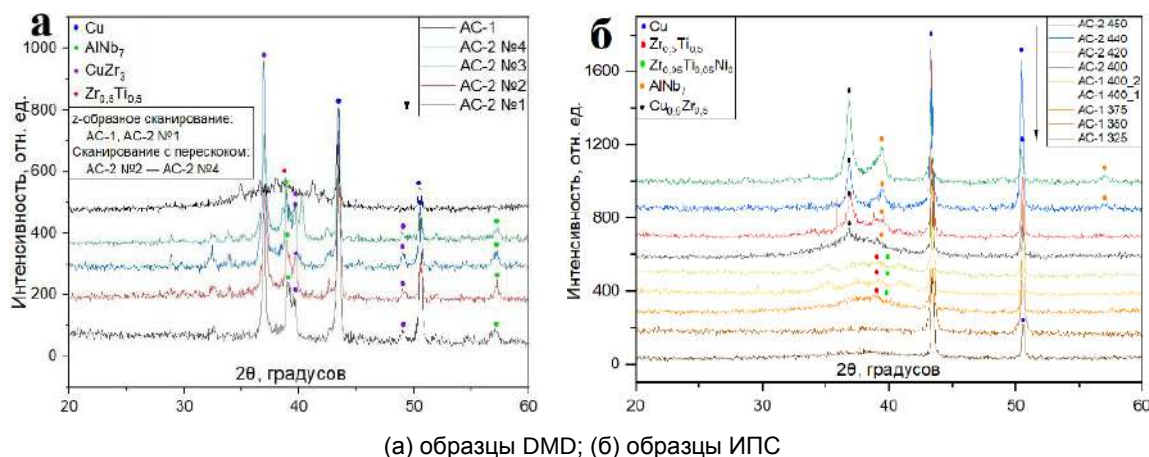


Рисунок 2 – Рентгенофазовый анализ образца из сплава $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$ ($P = 90$ Вт, $v = 1200$ мм/мин)

На рентгенограмме рассматриваемого образца видно два диффузных гало, соответствующих интерметаллиду $CuZr_2$. Отсутствие кристаллических включений на микрофотографиях и острых, интенсивных пиков на рентгенограмме указывает на то, что образец является рентгеноаморфным.



(а) образцы DMD; (б) образцы ИПС

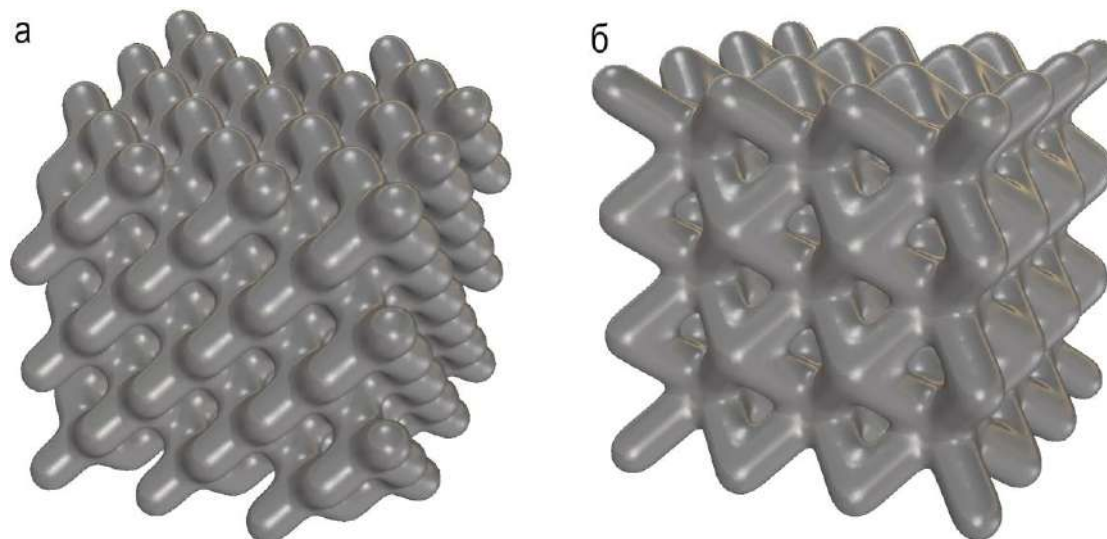
Рисунок 3 – Рентгенофазовый анализ образцов, изготовленных методами DMD и SPS [3]

При сравнении полученных результатов с прошлой работой, в рамках которой были изготовлены образцы методами DMD и искрового плазменного спекания (SPS – Spar Plasma Sintering), можно заметить, что рентгеноаморфность в случае метода SLM является лучшей, отсутствуют высокие, острые пики интерметаллидов. Причина их появления для образцов DMD и SPS кроется в недостаточных скоростях охлаждения, чего не наблюдается в большинстве случаев для метода SLM, что говорит о его превосходстве в рамках получения объемных аморфных металлических структур [3].

По результатам анализа СФС образцов из сплава $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$, изготовленных по методу SLM, можно сделать вывод, что данные структуры являются

сплошными, с отсутствием крупных многочисленных пор, а структура образцов – рентгеноаморфная.

Для проверки биосовместимости рассматриваемого сплава проводятся работы по исследованию цитотоксичности и возможности роста клеток на пористых структурах типа IWP и Diamond, представленных ниже на рисунке 4.



(а) тип Diamond; (б) тип IWP

Рисунок 4 – Пористые структуры

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 25-79-10314. <https://rscf.ru/project/25-79-10314/>

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Larsson L. et al. Biocompatibility of a Zr-based metallic glass enabled by additive manufacturing //ACS applied bio materials. – 2022. – Т. 5. – №. 12. – С. 5741-5753.
2. Zhang P. et al. Research progress on selective laser melting (SLM) of bulk metallic glasses (BMGs): a review //The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2022. – Т. 118. – №. 7. – С. 2017-2057.
3. Федянин Н.Е., Сучков А.Н., Баздникина Е.А., Попова К.А., Волосков Б.С., Абрамов А.В., Баженов А.А., Овсянкин И.Р., Фунтов Ф.В. Исследование структурно-фазового состояния аморфных сплавов на основе Zr, полученных методами искрового плазменного спекания и прямого лазерного выращивания // Сборник тезисов докладов 23-й Международной школы-конференции для молодых ученых и специалистов имени профессора Б.А. Калина. - М.: Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», 2025. - С. 244-245.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ЧИСТОГО Zn И СПЛАВА Zn-1,7%Mg ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

**Мартыненко Н.С.^{*}, Темралиева Д.Р., Лукьянова Е.А., Хафизова Э.Д.,
Чистюхина Э.И., Рыбальченко О.В.**

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской
академии наук, Москва, Россия*

**nataliasmartynenko@gmail.com*

В последние годы цинковые сплавы стали конкурентами сплавам на основе магния и железа при создании биоразлагаемых имплантатов благодаря своей хорошей биосовместимости и приемлемой скорости деградации [1–3]. Несмотря на преимущества, основным недостатком цинковых сплавов, ограничивающим их использование в качестве материалов для биоразлагаемых имплантатов, являются критически низкие механические свойства. Легирование является универсальным методом повышения механических свойств чистых металлов. Однако в случае Zn легирование часто приводит к снижению и без того невысокой пластичности из-за образования хрупких фаз. Поэтому для улучшения механических свойств целесообразно комбинировать легирование и деформационную обработку, чтобы путем структурно-текстурных трансформаций повысить не только прочность, но и пластичность. Поэтому целью данной работы было исследование влияния добавки 1,7 масс. %Mg, а также кручения под высоким давлением (КВД) на микроструктуру и механические характеристики чистого Zn. Несмотря на ограниченную промышленную применимость, КВД позволяет изучить процессы структурообразования, происходящие при деформации при комнатной температуре, а также в условиях высоких давлений и больших степеней деформации. Это очень важный аспект, так как в виду того, что Zn имеет гексагональную плотноупакованную решетку его деформация при комнатной температуре сложно реализуема.

Материалы исследования для работы выплавляли в индукционной печи без использования защитной атмосферы. Перед деформацией сплав Zn-1,7%Mg отжигали при 320 °С в течение 20 ч с последующим охлаждением в воде комнатной температуры. Чистый Zn деформировали в литом состоянии. Для КВД использовались диски диаметром 20 мм и толщиной 1,5 мм. Деформация проводилась при комнатной температуре и давлении 6 ГПа. Скорость деформации составляла 1 оборот в минуту, а общее число оборотов – 10.

На рисунке 1 представлена микроструктура чистого Zn и сплава Zn-1,7%Mg в исходном состоянии и после КВД. В первую очередь следует отметить, что добавка Mg приводит к появлению эвтектической фазы в структуре сплава. Согласно ранее проведенному рентгенофазовому анализу данная эвтектика представляет собой неравновесную фазу $MgZn_2$, образовавшуюся из-за быстрого охлаждения сплава. Объемная доля этой фазы составляет $8 \pm 1\%$. При этом следует отметить, что фаза $MgZn_2$ расположена в виде толстой сетки по границам зерен α -Zn (рис. 1 в). КВД приводит к существенному измельчению зерна как в чистом Zn, так и сплаве Zn-1,7%Mg и формированию ультрамелкозернистой структуры (УМЗ). В случае чистого Zn размер зерна в среднем составляет ~1 мкм. Однако также наблюдается формирование более мелких зерен, которые свидетельствуют о протекании динамической рекристаллизации (рис. 1 б, обозначено стрелками). При этом, принимая во внимание тот факт, что на кольцевой электронограмме присутствуют в основном только точечные рефлексы, можно сделать вывод, что структура после деформации по большей мере зеренная. В случае сплава Zn-1,7%Mg происходит одновременное измельчение зерен α -Zn и магниевой фазы (рис. 1 г). При этом размер зерен α -Zn аналогично составляет ~1 мкм, а также наблюдаются признаки протекания динамической рекристаллизации, в то время как внутри прослойки магниевой фазы формируются зерна, размером не превышающие 100 нм. Другим эффектом КВД является фазовое превращение, протекающее в процессе деформации в сплаве Zn-1,7%Mg. Приложенные высокие давления и значительная степень деформации приводит к стимуляции диффузионных процессов, при которых неравновесная фаза

$MgZn_2$ трансформируется в равновесную фазу Mg_2Zn_{11} . При этом ее объемная доля возрастает до $23 \pm 1\%$.

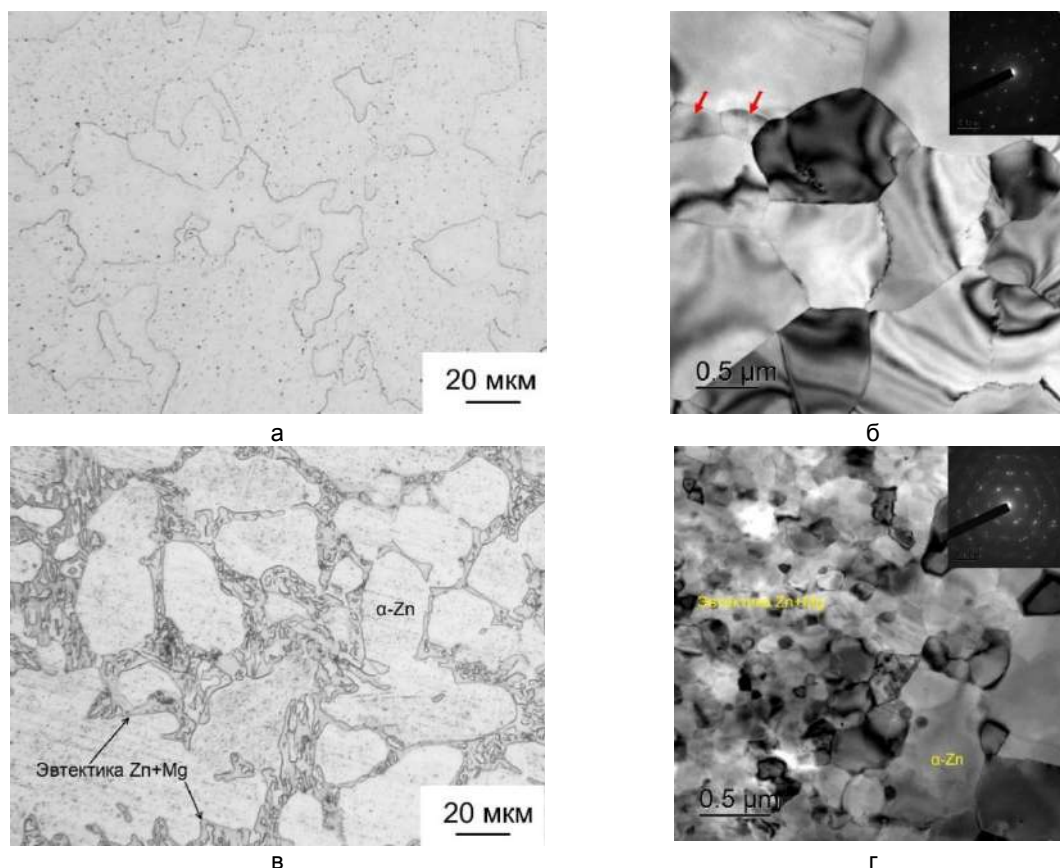


Рисунок 1 – Микроструктура чистого Zn (а, б) и сплава Zn-1,7%Mg (в, г) до (а, в) и после КВД (б, г)

Результаты исследования механических свойств изученных материалов представлены в таблице 1. Проведенные исследования показали, что добавка 1,7%Mg не оказывает влияния на условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) чистого Zn, но повышает его предел прочности (σ_B) примерно в 1,5 раза благодаря формированию прочной фазы $MgZn_2$. Однако другой эффект появления данной фазы – существенное снижение пластичности с $6,2 \pm 1,3\%$ до $1,3 \pm 0,3\%$.

Таблица 1 – Механические свойства чистого Zn и сплава Zn-1,7%Mg до и после КВД

Материал	Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Zn	Литое	41 ± 8	44 ± 7	$6,2 \pm 1,3$
	КВД	218 ± 4	247 ± 12	$55,1 \pm 14,4$
Zn-1,7%Mg	Отжиг	47 ± 11	75 ± 14	$1,3 \pm 0,3$
	РК	373 ± 15	401 ± 16	$56,3 \pm 16,9$

После КВД, приводящего к существенному измельчению зерна, происходит существенный рост прочности как чистого Zn, так и сплава Zn-1,7%Mg. В чистом Zn $\sigma_{0,2}$ и σ_B увеличиваются в ~5 раз по сравнению с литым состоянием, тогда как в сплаве Zn-1,7%Mg – в ~8 и ~5 раз соответственно. При этом в обоих случаях после КВД наряду с ростом прочности отмечается существенный рост пластичности (таблица 1). Данный эффект, вероятно, обусловлен формированием достаточно однородной и по большей мере рекристаллизованной УМЗ структуры и измельчением хрупкой магниевой фазы (в случае сплава Zn-1,7%Mg). Кроме того, свой вклад в повышение пластичности может вносить явление зернограницного проскальзывания, характерное для мелкозернистых материалов. Другой причиной, вызывающей повышение пластичности, может быть формирование благоприятной текстуры после КВД.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00320-26-00.

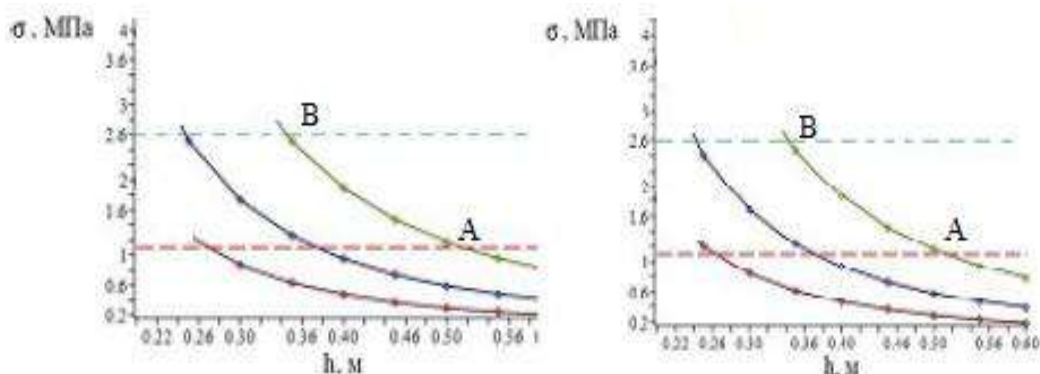
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ЛЬДА ПРИ ДВУХОСНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Павилайнен Г.В., Евсеева П.В., Орехов К.А., Суховинский С.А.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
g.pavilaynen@spbu.ru

В работе рассматривается методика оценки прочности и изгибной жесткости различных видов льда (идеального, поликристаллического, водонасыщенного) на основе решения задачи гидроупругости об изгибе ледяной тонкой пластины на упругом основании в случае сосредоточенной вертикальной нагрузки в нескольких точках, моделирующей шасси вертолета при опоре на верхнюю поверхность льда. Задача решается методом МКЭ в трехмерной постановке с помощью софтверного пакета COMSOL Multiphysics. В качестве верификационного решения для проверки численной модели применяется классическая задача Герца об изгибе круглой тонкой пластины при сосредоточенной вертикальной нагрузке в центре её верхней поверхности. Лёд является сложным материалом для исследования, поскольку он анизотропен и разнопрочен. Исследование таких материалов является важной технической задачей при проектировании и создании новых сооружений.

Задача изгиба ледяной пластины решается в трёх постановках. Сначала аналитически с применением функций Бесселя и их аналогов решается задача для защемленной по контуру пластины (ледового поля), лежащей на упругом основании (пресная вода) при вертикальной сосредоточенной нагрузке в центре верхней поверхности пластины. Затем задача решается с применением МКЭ в пакете ANSYS для изотропного льда, и определяются предельные значения толщины льда при заданной нагрузке для обеспечения прочности ледового поля. Фиксируется влияние воды и её подкрепляющий эффект. На рисунках 1,2 приведены расчеты зависимости радиального напряжения в центре нижней поверхности пластины от толщины льда для различных нагрузок без учета и с оценкой подкрепляющего эффекта воды. Горизонтальными линиями отмечены значения предела прочности на изгиб при растяжении (красный штрих) и сжатии (зеленый штрих) на основе многочисленных исследований авторов монографии [1] и экспериментальных данных сотрудников Дальневосточного Федерального государственного университета (ДФГУ) [2] и Арктического и Антарктического Института (ААНИИ) Санкт-Петербурга [3]. Следует пояснить, что на основании данных расчетов можно прогнозировать критическое значение толщины льда, при котором происходит появление трещины в растянутой части ледового поля (точка А на рисунках 1,2).



Рисунки 1,2. Слева – зависимость радиального напряжения на нижней поверхности льда от толщины льда для нагрузок $T=3 T_c$ (коричневый), $T=6 T_c$ (синий), $T=12 T_c$ (зеленый) без учета воды. Справа – аналогичная зависимость с учетом влияния воды, которое является незначительным.

Общее исчерпание несущей способности и разрушение ледового поля или пластины происходит при толщине льда в точке В (см. рис. 1,2).

Затем численно решается задача об изгибе в случае трех вертикальных сосредоточенных нагрузок, моделирующих давление на лед шасси вертолетов.

Проводится оценка напряженного состояния под колесами и прогибы в точках соприкосновения колес со льдом. Расчетные данные моделирования в софтверном пакете ANSYS сравниваются с феноменологическим критерием прочности льда при изгибе, оценивается критическая толщина льда для обеспечения отсутствия появления трещин на нижней поверхности [4]. На рисунке 3 приведен результат распределения напряжений на верхней поверхности пластины.



Рисунок 3 – Распределение радиальных напряжений в случае трех сосредоточенных вертикальных нагрузок. Данные расчета в таблице справа.

После этого рассматривается модель ортотропного льда в трехмерной МКЭ постановке в пакете COMSOL Multiphysics для критического давления $P=1520$ Па, максимально возможного при толщине льда $h=0.2$ м и радиусе пластины $R=10$ м, проведена оценка напряженного состояния ледового поля. Рассмотрен случай трансверсально-изотропного льда при распределенном давлении с учетом разноточности. В работе проводится оценка прочности льда при двухосном напряженном состоянии с использованием нового модифицированного критерия, аналога критерия Друкера-Прагера (1952). Новый критерий учитывает трансверсальную изотропию ледового поля и разноточность при изгибе.

Критерий для плоского напряженного состояния имеет вид [3]

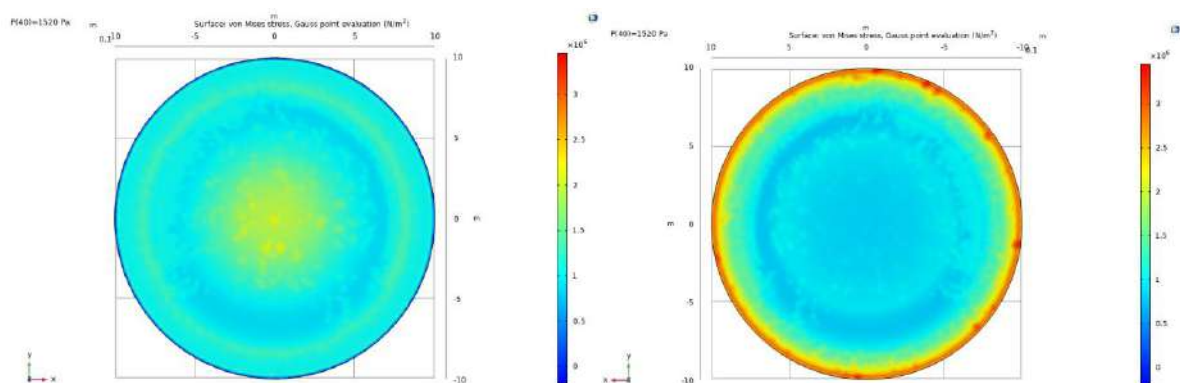
$$\sqrt{\frac{1}{3}[(\sigma_1)^2 - C \sigma_1 \sigma_2 + (\sigma_2)^2]} = A + B(\sigma_1 + \sigma_2)$$

$$A = \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\sigma_t \sigma_c}{\sigma_t + \sigma_c} \right), \quad B = \frac{1}{\sqrt{3}} \left(\frac{\sigma_t - \sigma_c}{\sigma_t + \sigma_c} \right), \quad C = 2 - 3 \left(\frac{A}{\sigma_{tz}} + 2B \right)^2,$$

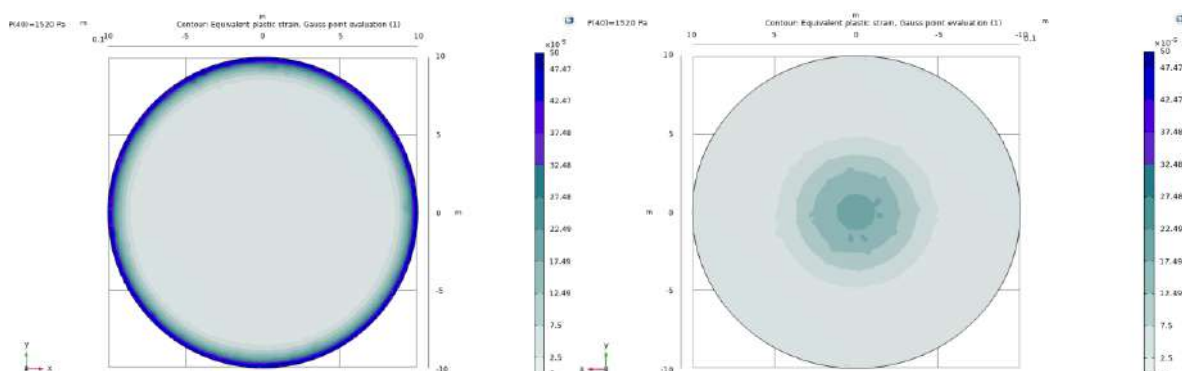
σ_t - предел прочности при одноосном растяжении,

σ_c - предел текучести при одноосном сжатии, σ_{tz} - предел прочности при растяжении в направлении оси z. В критерии учитывается важная особенность деформирования льда, а именно, лед является хрупким материалом при одноосном растяжении и упругопластическим при одноосном сжатии.

Построены зависимости радиальных напряжений на верхней и нижней поверхностях пластины, что демонстрируется на рисунках 4,5. Проведена оценка появления пластических деформаций при сжатии и подтверждено существенное различие НДС на верхней и нижней поверхностях пластины (рисунки 6,7).



Рисунки 4,5 – Радиальные напряжения на верхней и нижней поверхностях пластины.



Рисунки 6,7 – Пластические деформации на верхней и нижней поверхностях.

Адекватное математическое моделирование совместно с верификацией известными классическими аналитическими решениями изгиба упругих пластин позволяет решать многие задачи в нелинейной постановке с несимметричным нагружением.

Работа выполнена в Санкт-Петербургском государственном университете с поддержкой гранта РНФ 19-01-00208 и Ресурсного вычислительного центра СПбГУ. Авторы также благодарят АА НИИ РАН и руководителя группы по исследованию льда, к.ф.-м.н. С.М. Ковалева за внимание к данному научному направлению и экспериментальную поддержку.

СПИСОК ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. В.В. Богородский В.В., В.П. Гаврило В.П. Лед. Физические свойства. Современные методы гляциологии. Ленинград: Гидрометеиздат, 1980.
2. В.А. Баштовая, В.Д. Белов, А.А. Садиев, Д.С. Савченко Исследование прочности льда на центральный изгиб //В Международном научном интернет-журнале ISSN 2227-6017 2022 г.
3. S.M. Kovalev, G.V. Pavilaynen Mathematical models of local ice strength and problems elastic-plastic bending of hydraulic structures supports //In book .Advances in Solid and Fracture Mechanics. A Liber Amicorum to Celebrate the Birthday of N. Morozov. Cham, 2022.
4. А.В. Орехов, К.А. Орехов, Г.В. Павилайнен, Н.Д. Трегулов Оценка возможности посадки и взлёта вертолётов со льда // Труды МАИ. 2025, № 1.

СИНТЕЗ И ПРОЦЕССЫ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В НАНОЧАСТИЦАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ОКСИДОВ (CrMnFeCoNi)₃O₄

Конопацкий А.С., Кокина К.А., Барилюк Д.В., Штанский Д.В.

Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС»,
Москва, Россия

Высокоэнтропийные материалы и, в частности, оксиды (ВЭО) характеризуются многокомпонентным составом и высокой конфигурационной энтропией, что обуславливает их уникальные функциональные свойства [1]. Наличие различных типов металлов в кристаллической решетке формирует широкий спектр атомных конфигураций на поверхности, обеспечивая образование многочисленных каталитически активных центров. Материалы демонстрируют исключительную термическую стабильность и химическую стойкость, что определяет перспективность их применения в высокотемпературных каталитических процессах.

Среди существующих методов синтеза ВЭО золь-гель процесс является экономически эффективным и простым в реализации [2]. Низкотемпературные условия проведения позволяют минимизировать энергопотребление и предотвратить нежелательное спекание материала. Метод обеспечивает получение материалов с оптимальной морфологией, контролируемой пористостью, фазовой стабильностью и низким содержанием примесей.

На сегодняшний день недостаточно изученным является поведение высокоэнтропийных оксидов в условиях повышенных температур. Ключевой проблемой, требующей дальнейшего исследования, остается вопрос о фазовых превращениях, а именно — условия и механизмы восстановления оксидных фаз с переходом в металлическое состояние.

Для синтеза наночастиц ВЭО использовали следующие нитраты металлов: Fe(NO₃)₃·9H₂O, Ni(NO₃)₂·6H₂O, Co(NO₃)₂·6H₂O, Cr(NO₃)₃·9H₂O и Mn(NO₃)₂·4H₂O чистотой не менее 99,8%. Наночастицы высокоэнтропийного оксида (ВЭО) получали золь-гель методом. Навески массой 0.800 г Cr(NO₃)₃·9H₂O, 0.808 г Fe(NO₃)₃·9H₂O, 0.582 г Co(NO₃)₂·6H₂O, 0.565 г Ni(NO₃)₂·6H₂O и 0.574 г Mn(NO₃)₂·4H₂O растворяли в 50 мл деионизованной воды. Затем к полученному раствору прекурсоров при комнатной температуре по каплям добавляли 2М раствор гидроксида аммония (NH₄OH) при постоянном перемешивании до достижения значения pH, равного 7. Образовавшийся осадок отделяли фильтрованием. Частицы состава (CrMnFeCoNi)₃O₄ получали путем прокаливании на воздухе при температуре 630°C со скоростью нагрева 10°C/мин. Дальнейшую термообработку полученных материалов проводили в трубчатой печи в токе водорода. Отжиг осуществляли при температурах 400, 500 и 600°C в течение 4 часов со скоростью нагрева 10°C/мин, после чего образцы охлаждали до комнатной температуры и подвергали медленной пассивации на воздухе.

На рентгенограмме образца высокоэнтропийного оксида наблюдали фазу шпинельной структуры, что свидетельствует об отсутствии фазового расслоения при прокаливании предварительно сформированного металлокомплекса при температуре 630°C. Согласно данным энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС), содержание металлических элементов в наночастицах близко к эквиатомному, что удовлетворяет условию формирования высокоэнтропийных материалов (Рисунок 1а). После отжига при 400°C заметных изменений в фазовом составе высокоэнтропийного оксида зафиксировано не было. Предположительно, часть высокоэнтропийного оксида восстановилась до металлического состояния с последующей пассивацией на воздухе. В случае наночастиц, отожженных при 500°C, на рентгенограмме фиксируется набор рефлексов (111), (200) и (220), соответствующих многокомпонентному сплаву. По-видимому, значительная часть высокоэнтропийного оксида подверглась восстановлению, при этом пассивация на воздухе не привела к полному окислению. Дифрактограммы наночастиц, подвергнутых отжигу при 600°C показывают схожую картину.

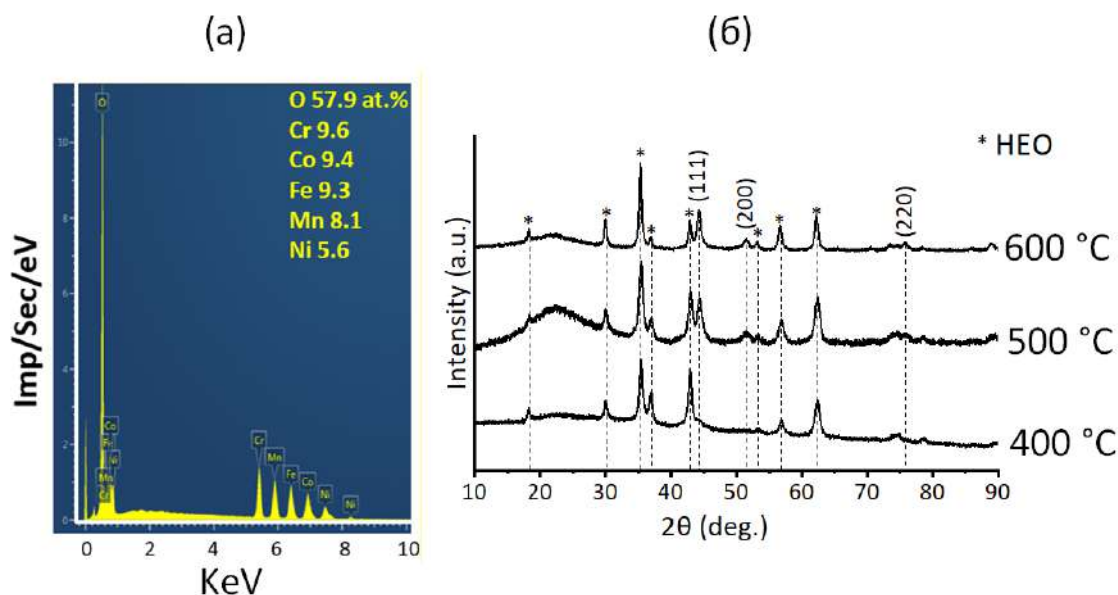


Рисунок 1 – ЭДС спектр исходных наночастиц ВЭО (а) и рентгенограммы наночастиц ВЭО после отжига при различных температурах (б)

Сравнительный анализ кристаллической структуры выявил важную структурную особенность. Зафиксирован систематический сдвиг основного пика (311) высокоэнтропийного оксида в область меньших значений углов 2θ , который для отожженных наночастиц достигает $0.5\text{--}0.7^\circ$. Наблюдаемое смещение, вероятно, обусловлено возникновением деформации кристаллической решетки на границе раздела между высокоэнтропийным оксидом и формирующейся фазой многокомпонентного сплава.

Таким образом, показано, что при более низкой температуре отжига (400°C) восстановление высокоэнтропийного оксида, если и происходит, носит поверхностный характер. Формирующийся слой металлической фазы имеет малую толщину и при контакте с воздухом полностью пассивируется, в результате чего его определение методами рентгенофазового анализа не представляется возможной. Повышение температуры отжига до 500°C и выше инициирует объемное восстановление материала, о чем свидетельствует появление отчетливых рефлексов многокомпонентного сплава на дифрактограммах. Несмотря на наблюдаемые закономерности, открытым остается вопрос о возможности прямого получения высокоэнтропийного сплава на основе ВЭО путем термического восстановления в контролируемой атмосфере.

Исследование проведено при финансовой поддержке Государственного задания FSME-2023-0004.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. George EP, Raabe D, Ritchie RO. High-entropy alloys. *Nat Rev Mater* 2019;4:515–34. <https://doi.org/10.1038/s41578-019-0121-4>.
2. Wang Y, Mi J, Wu Z-S. Recent status and challenging perspective of high entropy oxides for chemical catalysis. *Chem Catalysis* 2022;2:1624–56. <https://doi.org/10.1016/j.checat.2022.05.003>.

**УСКОРЕНИЕ ГАЗОВОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СТАЛИ 20
ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ****Константинов В.М., Лешок В.А.***Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь***vm.konstantinov@bntu.by*

Газовая нитроцементация (совместное насыщение стальной поверхности углеродом и азотом) является одной из самых популярных и промышленно востребованных процессов среди большого многообразия процессов химико-термической обработки (ХТО) [1]. Широко известно, что до 30–40 % изделий машиностроительного профиля подвергаются газовой нитроцементации. Несмотря на такую большую популярность данного вида поверхностного упрочнения, существует ряд недостатков, который существенно ограничивает потенциал применения газовой нитроцементации. Одним из главных недостатков является высокая энергоемкость процесса. К примеру, газовая нитроцементация на ОАО «Минский подшипниковый завод» осуществляется при температурах 840–880 °С в течении 15–25 часов.

В связи с запросом промышленности на сокращение затрат энергии на осуществление газовой нитроцементации, и всех процессов ХТО в целом, ведутся активные исследования и разработки в области ускорения (интенсификации) ХТО. Ориентированность на промышленность и потенциальное внедрение оказывает существенный вклад в повышении актуальности данного направления. Существенный вклад в область ускорения ХТО (в том числе газовой нитроцементации) оказала научная школа профессора Ворошнина Л.Г. на кафедре «Материаловедение в машиностроении» Белорусского национального технического университета [2]. Также стоит отметить существенный вклад в ускорение ХТО научной школы доктора физико-математических наук Кукареко В.А. в Центре структурных исследований и трибо-механических испытаний материалов и изделий машиностроения (ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси») [3]. Интересные результаты получены на ОАО «Минский автомобильный завод» [4].

В рамках данного исследования среди большого разнообразия приемов ускорения ХТО был выбрана предварительная пластическая деформация до насыщения. Ранее, школой профессора Ворошнина Л.Г. были получены положительные результаты по ускорению порошкового борирования (насыщение бором) микрообъектов во вращающемся контейнере [5]. При вращении контейнера частицы порошка соударялись. Тем самым оказывалась существенная пластическая деформация микрообъектов. Плотность дислокаций возрастала с $6,19036 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ до $9,9217 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. Это приводило к существенному ускорению последующего борирования. Также в рамках школы было исследовано и показано ускорение силицирования (насыщение кремнием) при наложении циклической пластической деформации [6]. Таким образом, можно сказать, что пластическая деформация является актуальным и перспективным направлением для ускорения ХТО. Однако, вопрос влияния предварительной пластической деформации на последующую газовую нитроцементацию не исследован в полном объеме. В частности, не исследовано влияние степени деформации на кинетические параметры последующей газовой нитроцементации стали 20.

В связи с вышесказанным, целью работы являлась – исследование возможности ускорения газовой нитроцементации стали 20 предварительной пластической деформации, а также установление влияния степени пластической деформации на кинетические параметры газовой нитроцементации.

Образцы из стали 20 (ГОСТ 1050-2013) подвергались холодной объемной пластической деформации на гидравлическом прессе. Степень деформации определяли по относительному изменению размеров образцов:

$$\varepsilon = \left(\frac{l_i - l_0}{l_0} \right) \cdot 100, \quad (1)$$

где l_i – размер образца после деформации, l_0 – размер образца без деформации.

В муфельной печи проводили газовую нитроцементацию. Температура насыщения составляла 550 °С, время выдержки – 4 ч. Среда для насыщения состояла из, масс. %: аммиака — 50 %, эндогаза — 50 %. Расход среды был 5 л/мин.

Оптический микроскоп Leica использовался для металлографических исследований. При травлении микрошлифов применялись стандартные металлографические реактивы. Микротвердомер ПМТ-3М использовался для дюротметрических исследований методом Виккерса. Нагрузка на индентор составляла 100 гс.

Толщина нитроцементованного слоя h (далее – толщина слоя) определялась как расстояние от поверхности до точки, на которой микротвердость превышала твёрдость сердцевины на 50 HV. Средняя скорость роста нитроцементованного слоя v (далее – скорость роста слоя) определялось как отношение толщины слоя к времени выдержки при нитроцементации:

$$v = \frac{h_i}{t_i}, \quad (2)$$

где h_i – толщина слоя при соответствующем режиме, t_i – время выдержки при соответствующем режиме.

Степень ускорения нитроцементации (степень интенсификации) определялась как относительное изменение скорости роста слоя:

$$\Delta = \left(\frac{v_i - v_0}{v_0} \right) \cdot 100, \quad (3)$$

где v_i – скорость роста слоя при соответствующем режиме, v_0 – скорость роста слоя без деформации.

Значения толщины и скорости роста слоя, а также степень интенсификации являлись средним не менее пяти исследуемых образцов. Для всех значений проводилась математическая обработка результатов измерений.

Образцы из стали 20 были в отожженном состоянии с равновесной структурой. При проведении газовой нитроцементации на образцах без предварительной пластической деформации толщина слоя составляла 108 ± 3 мкм. Далее проводилась предварительная пластическая деформация перед нитроцементацией и оценивалось влияние степени деформации на кинетические параметры нитроцементации. Степень деформации варьировали от 0 до 60 % с шагом 10 %. Остальные параметры деформации оставались неизменными. Экспериментально установлено, что при всех исследуемых значениях степени деформации, отмечается увеличение кинетических параметров (ускорение) нитроцементации по сравнению с образцами без предварительной пластической деформации (таблица 1).

Таблица 1 – Влияние степени деформации на кинетические параметры газовой нитроцементации (сталь 20; 550 °С; 4 ч; аммиак 50 масс. %, эндогаз 50 масс. %)

ε , %	h , мкм	v , мкм/ч	Δ , %
0	108 ± 3	27 ± 1	0
10	127 ± 4	32 ± 1	18 ± 1
20	160 ± 5	40 ± 2	47 ± 2
30	162 ± 6	41 ± 2	50 ± 2
40	159 ± 6	40 ± 2	49 ± 2
50	158 ± 5	40 ± 2	47 ± 2
60	154 ± 5	39 ± 1	44 ± 2

Истинные механизмы ускорения ХТО в деформированных материалах ХТО до сих пор не выяснены окончательно и являются предметом дискуссий. Многие авторы (в том числе научная школа профессора Ворошнина Л.Г.) объясняет механизм ускорения следующим. Пластическая деформация в стальном материале вызывает

рост плотности дефектов кристаллического строения: точечных, дислокаций, полигонов (субзерен) и др. Они, по принятому мнению, являются ускоренными путями для диффузии азота и углерода. Тем самым обеспечивается рост кинетических параметров газовой нитроцементации. Есть мнение, что решающее значение для обсуждаемых процессов имеет концентрация неравновесных вакансий.

Как видно из результатов исследования степень деформации влияет на ускорение последующей нитроцементации нелинейно. Оптимальный диапазон степени деформации составляет 20–30 %, который приводит к наибольшему ускорению последующей нитроцементации. Установленный диапазон хорошо согласуется с ранее полученными данными профессором Л.Г. Ворошным [5, 6]. Это является подтверждением устойчивой закономерности влияния степени деформации на ускорение последующей ХТО.

Для установления вероятных физико-химических причин установленного характера зависимости воспользуемся классическими представлениями. С увеличением степени деформации плотность дислокаций растет нелинейно. При степени деформации 20–30 % начинается 3-я стадия пластической деформации (стадия динамического возврата). Дислокации интенсивно взаимодействуют. Образуется лес дислокаций. Формируется ячеистая субструктура. Такое повышение плотности дислокаций способствует аннигиляции точечных дефектов. Как известно, ускоренная диффузия вдоль ядра дислокации эффективна лишь при условии совпадения направления диффузионного массопереноса и ядра дислокации. По известным оценкам, таких дислокаций относительно не много. Таким образом, возможно, сокращается количество ускоренных путей для диффузионного массопереноса. Тем самым отмечается плато и некоторое падение кинетических параметров газовой нитроцементации.

Необходимо также отметить, что при нагреве холоднодеформированного материала неизбежно происходят рекристаллизационные процессы. Поэтому, было предположено, что увеличение времени выдержки и температуры газовой нитроцементации приведет к уменьшению ускоряющего эффекта, вплоть до полного его снятия. Для подтверждения предположения требуются дальнейшие исследования, которые являются крайне актуальным и перспективным направлением в области ускорения ХТО, с большим потенциалом промышленного внедрения.

При всех исследуемых значениях степени деформации, отмечается ускорение газовой нитроцементации (550 °С; 4 ч) стали 20 по сравнению с образцами без предварительной пластической деформации. Оптимальный диапазон степени деформации составляет 20–30 %, который приводит к наибольшему ускорению последующей нитроцементации. Обсуждены вероятные механизмы установленных экспериментальных результатов. Высказано предположение, что неизбежные рекристаллизационные процессы при нагреве холоднодеформированного материала приведут к снятию данного ускоряющего эффекта с увеличением температуры и времени выдержки при газовой нитроцементации.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Ворошнин, Л. Г. Теория и технология химико-термической обработки : учеб. пособие / Л. Г. Ворошнин, О. Л. Менделеева, В. А. Сметкин. — М. : Новое знание ; Мн. : Новое знание, 2010. — 304 с.
2. Протасевич, Г. Ф. Изобретательская работа в области химико-термической обработки металлов / Г. Ф. Протасевич, Л. Г. Ворошнин // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1988. — № 5. — С. 26–30.
3. Кукареко, В. А. Закономерности роста аустенитного зерна в стали 18ХНВА / В. А. Кукареко // Металловедение и термическая обработка. — 1981. — № 9. — С. 15–17.
4. Гурченко П.С. История и направления развития индукционного нагрева твч на минском автомобильном заводе / П.С. Гурченко, А.А. Шипко // Литье и металлургия. — 2013. — № 2. — С. 91–105.
5. Константинов, В. М. Диффузионно-легированные сплавы для защитных покрытий : дис. ... д-ра техн. наук / В. М. Константинов. — Мн., 2008. — 474 л.
6. Константинов, В. М. Анализ влияния предварительной и циклической пластической деформации на химико-термическую обработку конструкционных сталей / В. М. Константинов, В. А. Лешок, О. П. Штемпель // Механика машин, механизмов и материалов. — 2024. — № 1(66). — С. 37–42. — DOI: 10.46864/1995-0470-2024-1-66-37-42.

АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ИЗДЕЛИЙ ИЗ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ МЕТОДОМ СИНТЕЗА НА ПОДЛОЖКЕ ИЗ СФЕРИЧЕСКОГО И ОСКОЛОЧНОГО ПОРОШКОВ

Волосков Б.С.^{1*}, Сучков А.Н.^{1,2}, Федянин Н.Е.^{1,2}, Симонов А.П.¹,
Фирсов Д.Г.¹, Евлашин С.А.¹, Сергеичев И.В.¹

¹Сколковский институт науки и технологий, Москва, Россия

²Национальный исследовательский ядерный университет
«МИФИ», Москва, Россия

Технология синтеза на подложке (PBF-LB, powder bed fusion - laser beam) открывает широкие перспективы для изготовления геометрически сложных изделий из объемных аморфных металлических сплавов (ОАМС) [1,2], позволяя преодолеть ограничения по критической толщине, свойственные для литья [3]. Традиционно для процесса PBF-LB используются специализированные сферические порошки, однако технология их получения методом газовой атомизации отличается высокой стоимостью. В настоящей работе исследуется возможность замещения дорогостоящего сферического сырья экономически более доступным порошком осколочной формы с исходной кристаллической структурой. Объектом исследования выбран сплав $Zr_{40}Ti_{14}Cu_{13}Ni_{10}Be_{23}$ (ат. %).

Порошки для эксперимента были получены по уникальной многоступенчатой методике [4]. На первом этапе методом спиннингования расплава изготавливались аморфные ленты, которые затем подвергались высокотемпературному отжигу для полной кристаллизации. Полученные хрупкие кристаллические ленты перемалывались в шаровой мельнице. Полученный порошок осколочной формы использовался в исходном кристаллическом состоянии (Рисунок 1а). Вторая часть порошка прошла дополнительную плазменную сфероидизацию, в результате которой частицы приобрели сферическую форму (Рисунок 1б) и вернулись в аморфное состояние за счет быстрого охлаждения в плазме. Использование осколочного порошка в PBF-LB процессе сопряжено с рядом технологических вызовов: низкая текучесть и насыпная плотность затрудняют формирование равномерного слоя, что может приводить к повышенной пористости изделия. Тем не менее, проверка гипотезы о пригодности такого сырья является важной для удешевления технологии печати.

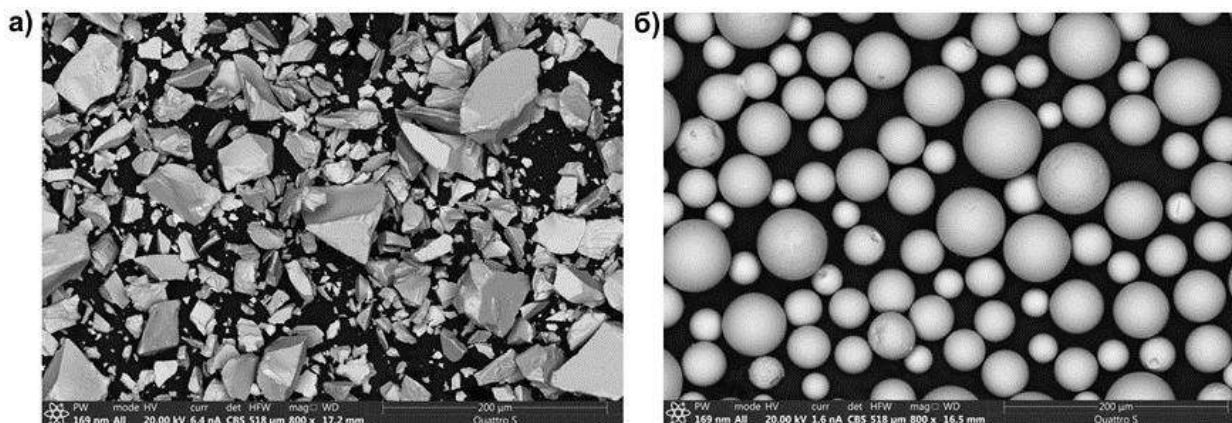


Рисунок 1 – РЭМ изображение осколочного (а) и сферического (б) порошка из сплава $Zr_{40}Ti_{14}Cu_{13}Ni_{10}Be_{23}$ (ат%)

Экспериментальные образцы изготавливались на установке Trumpf TruPrint 1000 в среде аргона при варьировании мощности лазера (60–150 Вт) и скорости сканирования (300–2100 мм/с), толщина слоя 20 мкм, расстояние между соседними проходами лазера 80 мкм для всех образцов. Анализ пористости показал (Рисунок 2), что, несмотря на возможные проблемы с укладкой осколочного порошка во время процесса печати, удалось определить режимы процесса печати, в котором относительная плотность образцов превышает 99,9% (Рисунок 2а). Наблюдаемое

смещение оптимального технологического окна в область более высоких значений плотности энергии (60–125 Дж/мм³) для осколочного порошка обусловлено его пониженной насыпной плотностью и нерегулярной морфологией частиц. Формирование менее плотного слоя с большим количеством межчастичных пустот требует увеличенного тепловложения для обеспечения полной консолидации материала и предотвращения образования пор и дефектов типа «несплавление» (lack-of-fusion).

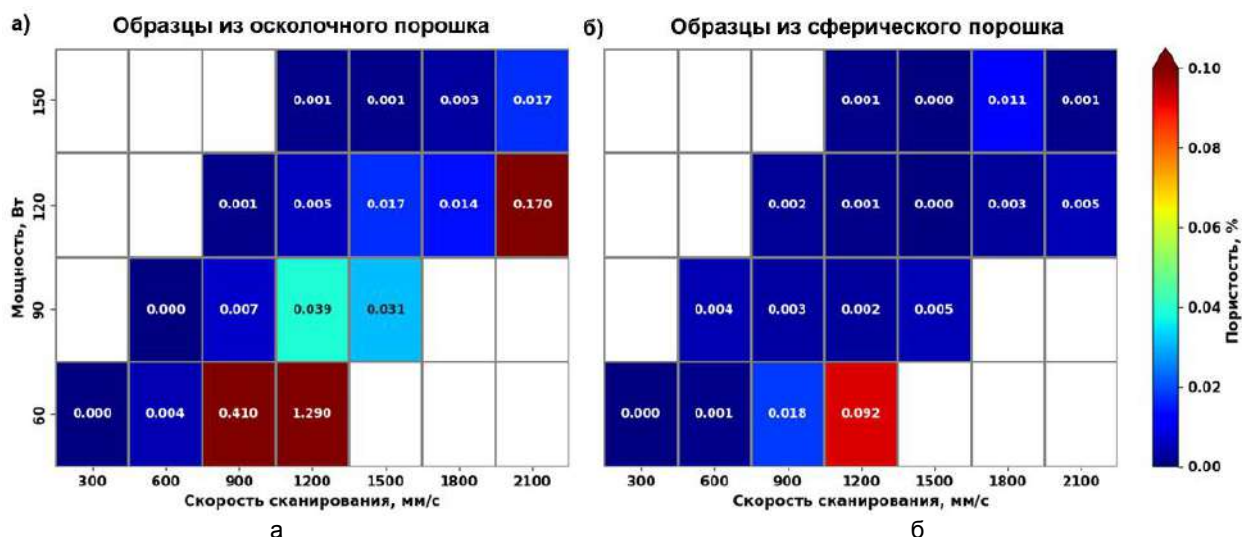


Рисунок 2 – Анализ пористости образцов из осколочного (а) и сферического (б) порошка из сплава Zr40Ti14Cu13Ni10Be23 (ат%)

По данным рентгенофазового анализа (РФА), дифрактограммы образцов из кристаллического (осколочного) порошка после печати демонстрируют характерное аморфное гало (Рисунок 3). Острые брэгговские пики, соответствующие кристаллическим фазам, отсутствуют, что свидетельствует об аморфизации материала в процессе печати. Наблюдаемые на спектрах рефлексы низкой интенсивности в высокоугловой области были идентифицированы как продукты окисления. При анализе образцов непосредственно после механической шлифовки данные пики не обнаруживаются, что подтверждает поверхностный характер оксидных пленок и сохранение аморфной структуры в объеме материала.

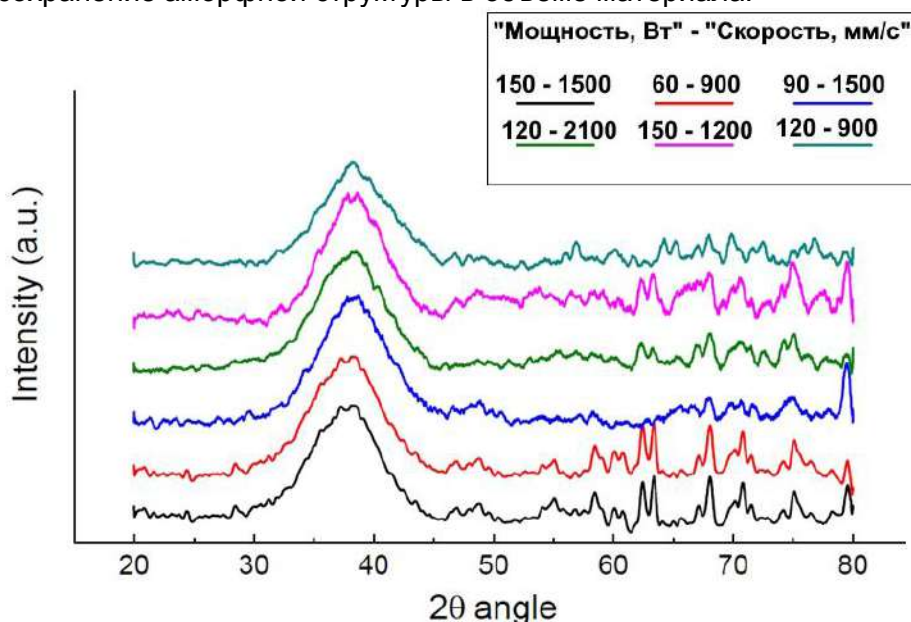


Рисунок 3 – Рентгенофазовый анализ образцов, полученных из осколочного порошка из сплава Zr40Ti14Cu13Ni10Be23 (ат%)

Сравнительный анализ механических характеристик показал, что средние значения микротвердости по Виккерсу (HV0.3) для обеих исследованных серий (осколочный и сферический порошки) сопоставимы и находятся в интервале 540–560 HV. Однако при рассмотрении стандартного отклонения внутри отдельных образцов выявлено, что серия образцов из осколочных порошков характеризуется более высокими показателями разброса данных. Такие расхождения свидетельствуют о локальной неоднородности материала, коррелирующей с нестабильностью динамики ванны расплава при переплаве частиц неправильной геометрической формы. Кроме того, наблюдаемый разброс значений может указывать на присутствие микроскопических зон кристаллизации, которые не регистрируются методом РФА из-за малого объемного содержания, но фиксируются индентором как локальные участки повышенной или пониженной твердости. Данные выводы подтверждаются результатами наноиндентирования, позволившими детализировать структуру на субмикронном уровне. Карты нанотвердости и модуля упругости выявили наличие зон с повышенными и пониженными значениями свойств, что интерпретируется как следствие химической микроликвации элементов или локальной структурной релаксации аморфной матрицы, возникающих из-за цикличности теплового воздействия лазера при послойном выращивании.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10314, <https://rscf.ru/project/25-79-10314/>

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Pauly S. Processing metallic glasses by selective laser melting / S. Pauly [et al.] // *Materials Today*. 2013. V. 16. P. 37–41
2. Li X. P. Selective laser melting of Zr-based bulk metallic glasses: Processing, microstructure and mechanical properties / X. P. Li [et al.] // *Materials & Design*. 2016. V. 112. P. 217–226
3. Inoue A. Recent development and application products of bulk glassy alloys / A. Inoue, A. Takeuchi // *Acta Materialia*. 2011. V. 59. P. 2243–2267.
4. Suchkov A. N. Impact of manufacturing method on the properties of bulk amorphous Zr₃₅Ti₃₀Be_{27.5}Cu_{7.5} alloy / A. N. Suchkov [et al.] // *Intermetallics*. 2025. V. 185. P. 108859.

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СПЛАВАХ Ti-18Zr-15Nb И
Ti-18Zr-13Nb-2Sn С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫМИ И
ТЕОРЕТИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ**

**Страхов О.В.¹, Дубинский С.М.¹, Баранова А.П.¹, Омельчук Т.А.¹, Бекеле Б.¹,
Базлов А.И.¹, Соколов П.Ю.¹, Чеверикин В.В.^{1,2}, Прокошкин С.Д.¹**

¹Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва,
Россия

²Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия
strakhovo2018@gmail.com

Сплавы с памятью формы системы Ti-Zr-Nb являются перспективными материалами для изготовления персонализированных имплантатов методами аддитивных технологий. Одной из актуальных проблем является получение комплекса свойств, сочетающего высокую прочность и нелинейное сверхупругое поведение, близкое к поведению костной ткани. Для решения этой проблемы часто прибегают к старению, приводящему к образованию изотермических фаз, однако это часто приводит к деградации функциональных свойств. В ряде работ было показано, что легирование оловом и переход к сплавам системы Ti-Zr-Nb-Sn приводит к благоприятному влиянию старения на функциональные свойства. Однако данные исследования носят бессистемный характер, и не отвечают на многие вопросы. В частности, отсутствуют закономерности влияния легирования оловом, исходной структуры и скоростных условий выхода в интервал старения на температуры изотермических фазовых превращений. Для ответа на эти вопросы были выполнены исследования на сплавах с памятью формы Ti-18Zr-15Nb и Ti-18Zr-13Nb-2Sn (ат. %). Данные сплавы были подвергнуты термомеханической обработке, включающей холодную прокатку ($\epsilon = 0,3$) с последующим отжигом для формирования рекристаллизованной структуры и достижения в сплавах наилучшей сверхупругости. Экспериментальный поиск температурных интервалов изотермических фазовых превращений и их скоростной зависимости был осуществлён методами дилатометрии (со скоростями 2,5 и 5 °С/мин) и дифференциально-сканирующей калориметрией (со скоростями нагрева-охлаждения 10 и 20 °С/мин) в диапазоне температур от 25 до 650 °С. Для идентификации превращений был проведен рентгеновский дифракционный анализ. Теоретическое моделирование температурных интервалов изотермических фазовых превращений было выполнено в программном обеспечении Thermo-Calc. Показано влияние легирования оловом на изменение температур изотермических фазовых превращений. Установлена скоростная зависимость экспериментально обнаруженных температурных интервалов изотермических фазовых превращений, а также их зависимость от направления прохождения через интервал превращения (нагрев или охлаждение) в сплавах с памятью формы систем Ti-Zr-Nb и Ti-Zr-Nb-Sn. Результаты моделирования показали отсутствие изотермической ω -фазы в исследуемых сплавах, что указывает на существование дополнительного сильного энергетического стимула для ее образования, природа которого требует отдельного изучения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00871, <https://rscf.ru/project/25-19-00871/>

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ В СИСТЕМЕ Cu-N ПОСЛЕ БЫСТРОЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ

Шманай Е.Е.^{*}, Зур И.А., Федотова Ю.А., Харченко А.А.

Институт ядерных проблем БГУ, Минск, Беларусь

*ouik9970@gmail.com

Основным трековым детектором *MPD* (Multi-Purpose Detector) в комплексе коллайдера *NICA* [1] (г. Дубна, РФ) является время-проекционная камера (*Time-Projection Chamber, TPC*) [2]. Посредством считывающей системы, основанной на многопроволочной пропорциональной камере, *TPC* обеспечивает регистрацию треков заряженных частиц, их идентификацию и измерение импульса [2] при ожидаемой нагрузочной способности в диапазоне от 10^3 до 10^6 Гц.

В рамках апгрейда установки предполагается их замена на более современные газовые электронные умножители *GEM* детекторы. *GEM* детекторы обеспечивают больший относительно проволочных детекторов коэффициент усиления ($\approx 10^4$), лучшее пространственное и временное разрешение (≈ 50 мкм и ≈ 10 нс, соответственно) [3], однако подвержены разрушению основных конструктивных элементов при длительном воздействии искровых разрядов. Продление срока эксплуатации *GEM* детектора возможно посредством осаждения на его коллекторный электрод резистивного покрытия (как правило, на основе углеродных материалов), которое уменьшает количество искровых событий. В случае слишком интенсивной инжекции электронов из лавины в резистивное покрытие может произойти разряд, приводящий к эрозии покрытия и деградации его электрофизических свойств.

Скорость инжекции электронов в соответствии с выражением (1) регулируется постоянной времени τ , характерной для покрытия, которая согласно теории Максвелла, определяется такими его электрофизическими свойствами, как удельная электропроводность (σ) и диэлектрическая проницаемость (ε). В [4] показано, что для детектора, функционирующего при частоте следования электронных лавин 4 кГц, значение σ для *DLC* покрытия толщиной 100 нм и $\varepsilon = 2$ должна находиться в диапазоне $(2,0\text{--}5,5) \cdot 10^{-7}$ См/м, чтобы обеспечить эффективную инжекцию электронов из лавины без аккумуляции поверхностного заряда и перехода разряда в искровую стадию.

$$\tau = \frac{\varepsilon \cdot \varepsilon_0}{\sigma}, \quad (1)$$

где $\varepsilon_0 = 8,85 \cdot 10^{-12}$ Ф·м⁻¹ – диэлектрическая постоянная.

В свою очередь, значения σ и ε могут быть эффективно подстроены под условия эксплуатации посредством вариации структуры, химического и фазового состава покрытия [3], а также его температурной постобработкой. В связи с этим, целью данной работы является исследование влияния условий синтеза и термообработки на структурно-фазовый состав и электропроводность резистивного покрытия в системе Cu-N для обеспечения постоянной времени τ в диапазоне от $1 \cdot 10^{-2}$ с до $1 \cdot 10^{-7}$ с.

Покрытия в системе Cu-N синтезировались методом магнетронного распыления мишени с использованием *HiPiMs* технологии, при которой подается прямоугольный импульс тока частотой равной 10 кГц и длиной импульса 10 мкс. Методика синтеза образцов позволила в процессе осаждения варьировать следующие технологические параметры: (i) процентное содержание азота в газовой среде N-Ar $\Gamma(\text{N}_2)$ и (ii) количество распыляемого материала мишени во время синтеза посредством изменения тока магнетрона (I_m). Параметр $\Gamma(\text{N}_2)$ определяется как отношение расхода газа N_2 к сумме расходов газа Ar и N_2 .

Быстрая низкотемпературная обработка (БНТО) производилась при атмосферном давлении. Образцы с покрытиями помещались в стеклянную колбу, которая подогревалась электрическим нагревателем до температуры $(140 \pm 10)^\circ\text{C}$ в течение 10 мин.

Омические контакты сформированы методом магнетронного распыления (Cr 99,99% чистоты) при давлении 0,17 Па (форвакуум + турбонасос), мощности 1,5 кВт и времени 3 мин. Толщина 150 нм определена методом сканирующей электронной микроскопии «HITACHI S-4800». Подключение производилось по двухпроводной схеме медной проволокой, контакты припаяны при помощи ультразвукового паяльника с использованием индиевого припоя для формирования омического контакта.

Электропроводность покрытий на постоянном токе определена посредством измерения вольт-амперных характеристик (ВАХ) при помощи источника-измерителя GSM-7-20H10 в диапазоне ± 1 В с шагом 50 мВ. Частотные зависимости комплексного импеданса $Z(f)$ покрытий исследовались в воздушной атмосфере методом импедансной спектроскопии на прецизионной LCR-установке Agilent E4980A в диапазоне частот от 20 Гц до 2 МГц (при $U = 40$ мВ). Анализ частотной зависимости $|Z|$ и фазового сдвига φ производился в AfterMath, что позволило восстановить эквивалентную электрическую схему (ЭЭС) покрытий. Значения удельной проводимости лежат в диапазоне $(1,4-7,8) \cdot 10^1$ См/м для всех покрытий.

ВАХ всех исследованных покрытий демонстрируют линейный характер и симметричны относительно нулевого напряжения смещения, что указывает на достижение омического контакта и отсутствие контактных явлений на границе металл/покрытие.

Импеданс-спектроскопия всех покрытий в двойных логарифмических координатах показывает, что зависимость $Z(f)$ имеет две области линеаризации. Для f менее нескольких десятков кГц (f_{DC}) частотная дисперсия незначительна, так как отклик системы аналогичен отклику на постоянный ток. Дальнейший рост f приводит к уменьшению импеданса и его реактивной составляющей. Угол сдвига фаз φ монотонно уменьшается от -6° до -90° при увеличении f что свидетельствует о преобладании ёмкостного вклада в формирование реактивной составляющей импеданса. Источником электрической ёмкости могут выступать фазы оксидов меди Cu_2O , CuO и нитрида меди Cu_3N , формирование которых подтверждено методом рентгеноструктурного анализа. Форма кривых импеданса в координатах Найквиста всех исследованных покрытий после БНТО позволяет предположить, что ЭЭС содержит один $R||C$ -контур, а для покрытия, осажденного при $I_m = 0,4$ А – $2(R||C)$. Увеличение количества $R||C$ -контуров не приводит к улучшению качества аппроксимации экспериментально измеренных $Z(f)$ и $\varphi(f)$. Это обусловлено близкими электрическими свойствами фаз Cu_3N , Cu_2O и CuO , что делает невозможным разделение их вкладов в импедансе покрытий.

Таким образом, резистивные покрытия в системе Cu-N после БНТО обеспечивают время релаксации $\tau \approx 10^{-6}$ с, что удовлетворяет целевому диапазону для применения в GEM-детекторах, и могут применяться в качестве резистивных покрытий, которые будут эффективно инжектировать электронную лавину при разной загрузке газоразрядных детекторов на современных ускорительных комплексах.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. А. Аверьянов, А. Bazhazhin, С. Верещагин, Ю. Заневский, С. Запорожец, В. Зрюев, А. Короткова, Ф. Левчановский, Ю. Лукстиныш, С. Мовчан, С. Разин, А. Рыбаков, О. Фатеев, В. Чепурнов, and Г. Черёмухина, Ядерная Физика и Инжиниринг 5, 916 (2014).
2. А. В. Аверьянов, А. Г. Бажагин, С. В. Верещагин, С. А. Запорожец, В. Н. Зрюев, Ю. Т. Кирюшин, А. О. Колесников, Ю. Лукстиныш, С. А. Мовчан, and А. В. Пиляр, Физика Элементарных Частиц и Атомного Ядра 49, 1313 (2018).
3. M. Abbas, M. Abbrescia, H. Abdalla, A. Abdelalim, S. AbuZeid, A. Agapitos, M. A. Ahmad, A. Ahmed, W. Ahmed, C. Aimè, I. Asghar, P. Aspell, C. Avila, J. Babbar, Y. Ban, R. Band, S. Bansal, L. Benussi, V. Bhatnagar, and S. Zaleski, Journal of Instrumentation 15, P10013 (2020).
4. И. А. Зур, В. Ю. Леоненко, А. К. Федотов, Е. Е. Шманай, А. А. Харченко, Н. И. Горбачук, Е. А. Ермакова, С. С. Титова, О. А. Чувенкова, and С. Ю. Турищев, Физика Твёрдого Тела 67, 246 (2025).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛИТКОВ СПЛАВОВ Al-1ат.%(Ni+PЗМ) С РАЗНЫМ СООТНОШЕНИЕМ Ni/PЗМ

Главатских М.В., Поздняков А.В.
НИТУ МИСИС, Москва, Россия

Никель является эффективным легирующим элементом в алюминиевых сплавах, образует дисперсную термически стабильную эвтектику, что повышает прочность, жаропрочность и литейные свойства сплавов. Никель образует пару с железом, делая последний важным легирующим элементом. А не примесью. Никель в совокупности с редкоземельными металлами (РЗМ) может образовывать тройные фазы, которые потенциально будут иметь высокую термическую стабильность. РЗМ в свою очередь способны повышать прочность как дисперсоидообразующие элементы. Настоящая работа посвящена детальному анализу сплавов тройных систем Al-Ni-PЗМ (PЗМ=Er,Gd,Sm,Yb,Y) с разным соотношением Ni/PЗМ, равным 3/1 и 5/3 для определения фазового состава сплавов, термической стабильности интерметаллидов и их потенциала для повышения свойств алюминиевых сплавов.

По результатам экспериментальных исследований методами сканирующей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа детально изучена микроструктура и фазовый состав сплавов в литом и гомогенизированном при 605 и 620°C состояниях. На рисунке 1 в качестве примера приведены соответствующие структуры для сплавов Al-Ni-Er с соотношением Ni/PЗМ, равным 3/1 (1031Er) и 5/3 (1053Er). Сплавы имеют очень узкий интервал кристаллизации 9-31°C, т.е. сплавы имеют отличные литейные свойства. Основные фазы в структуре идентифицированы как Al_3Ni и Al_9Ni_3REM в сплавах с соотношением Ni/PЗМ=3/1, и $Al_{19}Ni_5REM_3$ в сплавах с Ni/PЗМ=5/3. В дополнение, в сплавах отмечено наличие частиц фаз $Al_{14}Ni_7Y_3$ и $Al_{23}Ni_6Y_4$. Рентгенограммы всех сплавов после гомогенизации представлены на рисунке 2. Размер частиц фаз интерметаллидов в литой структуре составляет 100-200 нм. После 6 часов гомогенизации частицы выросли до 1-1,5 мкм.

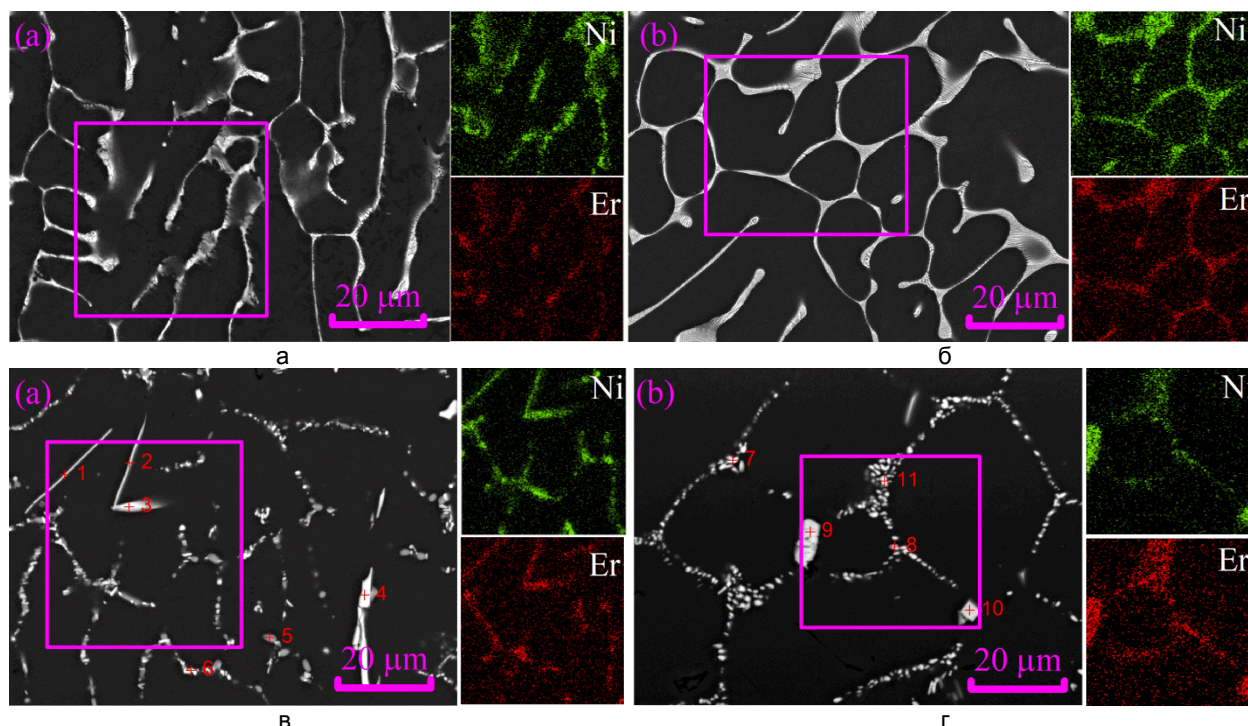


Рисунок 1 – Микроструктура слитков сплавов 1031Er (а,в) и 1053Er (б,г) в литом (а,б) и гомогенизированном (в,г) состояниях

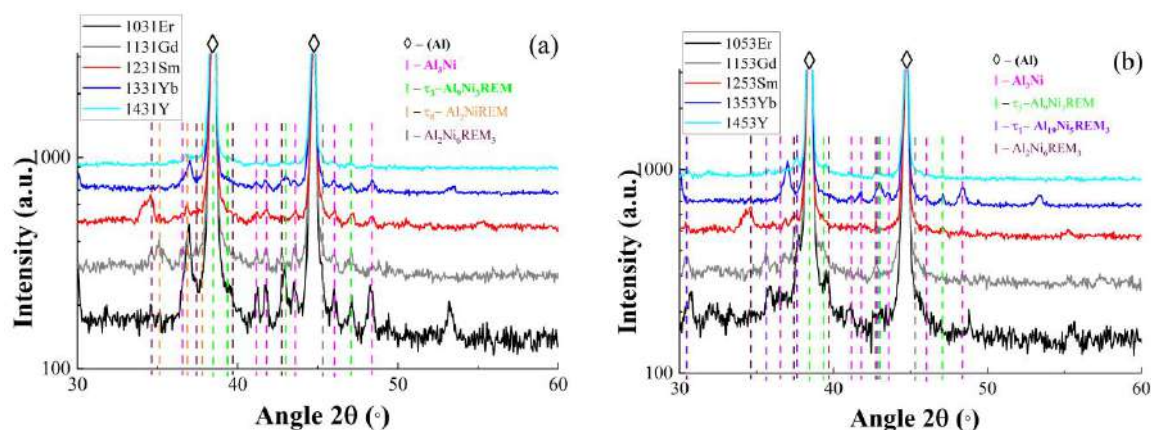


Рисунок 2 – Рентгенограммы сплавов с разным соотношением Ni/P3M, равным 3/1 (а) и 5/3 (б) после гомогенизации

Твердость слитков сплавов составляет 28-31,5HV. После гомогенизации твердость незначительно снижается до 26-30 HV, а предел прочности составил 76-83 МПа при удлинении 9-15%. Теплопроводность сплавов после гомогенизации незначительно увеличивается с 185-203 Вт/мК до 189-204 Вт/мК за счет фрагментации и сфероидизации интерметаллидов. В таблице 1 приведены свойства сплавов на примере композиций с эрбием. Для сравнения в сплаве Al-Fe-Ni получен предел текучести 72,7МПа при меньшей электропроводности 53,6%IACS [1]. Предел текучести 99 МПа и теплопроводность 160 Вт/мК получена в сплаве Al-4Ni [2]. Менее прочный сплав Al-1.5Fe-1Ni имеет предел текучести 80 МПа при хорошей теплопроводности 194,7 Вт/мК [3]. Повышение теплопроводности до 204,6 Вт/мК возможно при меньшем легировании в сплаве Al-3Fe-0,9Mn, что приводит к снижению предела текучести до 53 МПа [4]. Промышленные силумины сочетают хорошую прочность и теплопроводность [5]. Так в сплаве A356 предел текучести составляет 165 МПа при теплопроводности 151 Вт/мК.

Таблица 1 - Свойства сплавов в литом и гомогенизированном состояниях

Сплав	Литое состояние			Гомогенизированное состояние			
	HV	IACS, %	σ , Вт/мК	HV	$\sigma_{0,2 \text{ расч.}}$, МПа	IACS, %	σ , Вт/мК
1031Er	30,5	61,0	203	30	98	61,0	203
1053Er	31,5	58,3	194	26	85	60,7	202

Литейные алюминиевые сплавы небольшой прочности и высокой теплопроводности могут быть перспективны для корпусов электродвигателей [1-4]. Тройные сплавы Al-Ni-P3M имеют низкую прочность при отличной теплопроводности. Повысить прочность можно за счет дополнительного малого легирования цирконием, а теплопроводность при этом снизится незначительно. Пара эвтектикообразующих добавок Ni-P3M будет перспективной для легирования алюминиевых сплавов для повышения их литейных свойств, прочности и жаропрочности.

Работа выполнена при поддержке РНФ проект № 22-79-10142-П, <https://rscf.ru/project/22-79-10142-П>.

СПИСОК ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. H.Xing, F.Yao, Q. Zhang, et al. // J. Mater. Sci. Tech. 2025. V. 39. P.1280-1289.
2. L.Pan, F. Breton, J. Fourmann, // Inter Metalcast. 2024. V. 18. P. 2841–2845.
3. H. Xing, F. Yao, Q. Zhang, et al. // J. Mater. Res. Tech. 2025. V. 39. P. 1280-1289.
4. Y. Liu, Y. Liu, P. Wang, et al. // J. Mater. Sci. Tech. 2026. V. 245. P. 130-151.
5. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International, 1990ю

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК В СПЛАВАХ Au_4Cr , Au_4Mn , Au_4V , Ni_4Mo И Ni_4W СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $D1_a$: РОЛЬ АНГАРМОНИЗМА И МНОГОЧАСТИЧНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ

Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Соловьева Ю.В., Мелентьев С.В., Волокитин О.Г.,
Винокуров Е.О.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,
Россия

e-mail: klopotovaa@tsuab.ru

Фазовые переходы порядок-беспорядок (П–Б) в упорядочивающихся сплавах являются классическим примером нарушения симметрии [1] и играют ключевую роль в формировании физико-механических свойств конструкционных и функциональных материалов [2]. Особый интерес представляют сплавы, в состав которых входят переходные металлы, и в которых в результате фазовых переходов П–Б образуется сверхструктура $D1_a$ (пространственная группа $I4/m$). Образование сверхструктуры $D1_a$ установлено в сплавах в системах на основе золота Au–Me ($\text{Me} = \text{Cr}, \text{Mn}, \text{V}$) и на основе никеля Ni–Me ($\text{Me} = \text{Mo}, \text{W}$) при стехиометрическом составе A_4B . Несмотря на идентичность кристаллической структуры, эти сплавы демонстрируют значительные различия в характере фазовых переходов, температурных зависимостях параметра дальнего порядка и тетрагональных искажениях решетки [3].

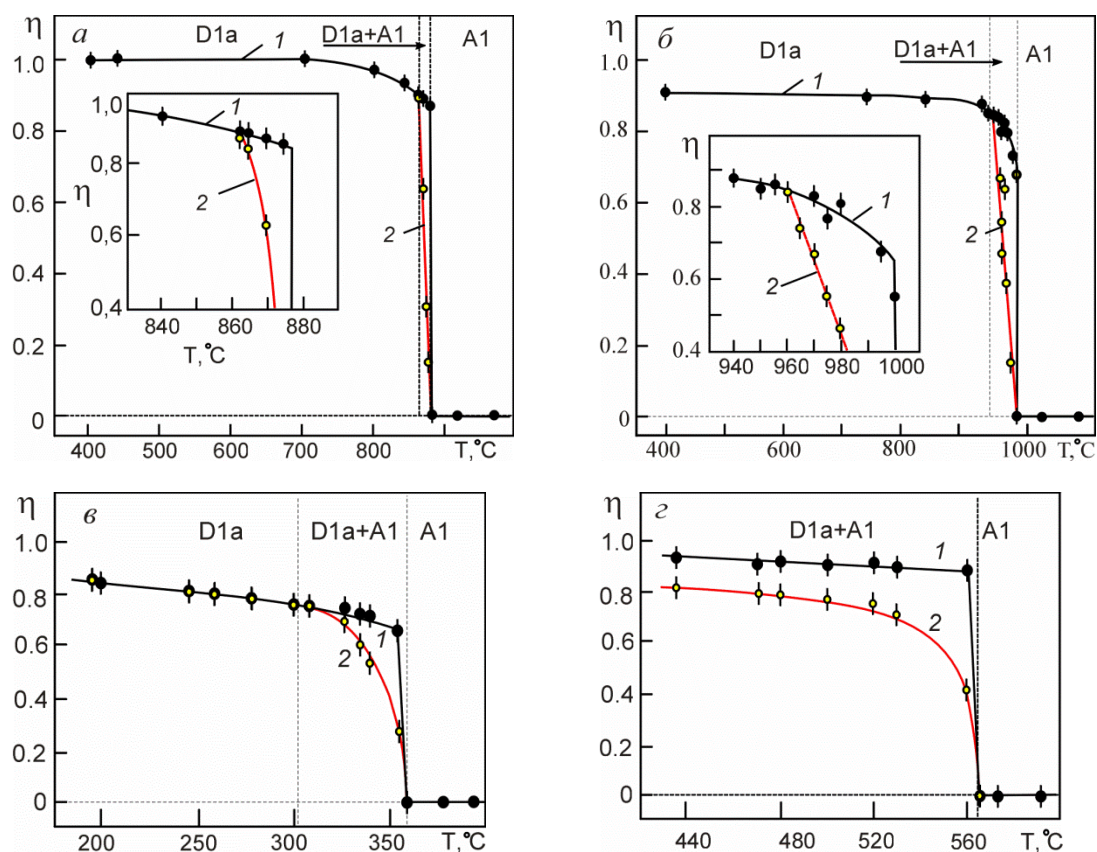


Рисунок 1 – Зависимости параметра дальнего порядка η от температуры закалки в сплавах со сверхструктурой $D1_a$: а – Ni_4Mo ; б – Ni_4W ; в – Au_4Cr ; з – Au_4V ; (1 – параметр η в упорядоченной фазе $D1_a$; 2 – параметр η усредненный по всему образцу с учетом разупорядоченной фазы $A1$).

На вставках приведены зависимости $\eta(T)$ в увеличенном масштабе в области T_K , предшествующей ФП $D1_a \rightarrow A1$

Цель настоящей работы — на основе комплексного анализа экспериментальных данных и первопринципных расчетов установить роль электронной структуры и ангармонических эффектов в формировании особенностей фазовых переходов П–Б в сплавах Au_4Cr , Au_4Mn , Au_4V , Ni_4Mo и Ni_4W

Сплавы составов Au–20 ат.% Cr, Au–16 ат.% Mn, Au–19.5 ат.% V, Ni–20 ат.% Mo и Ni–16.7 ат.% W были выплавлены в атмосфере аргона из компонентов чистотой не менее 99.9%. Упорядоченное состояние достигалось ступенчатыми отжигами от температур ниже T_K до 100°C. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометрах ДРОН-1.5 и ДРОН-3 в $\text{Cu}_{K\alpha}$ – и $\text{Fe}_{K\alpha}$ –излучениях. Параметр дальнего порядка η рассчитывали из экспериментально определенных соотношений интегральных интенсивностей сверхструктурных и основных рефлексов с учетом структурных факторов, факторов повторяемости, поляризации, абсорбции и температурного фактора Дебая-Валлера [4]. Для сверхструктуры D1a структурные факторы были вычислены с использованием свободных параметров $x = 0.4$, $y = 0.2$ [3, 5]. Первопринципные расчеты выполнены в коде VASP [6] с использованием приближения GGA-PBE. Фононные спектры и термодинамические функции рассчитывали в квазигармоническом приближении с помощью кода Phonopy [7].

На основе экспериментально полученных зависимостей $\eta(T)$ в исследуемых сплавах были получены основные характеристики фазовых переходов в исследованных сплавах (табл. 1). В качестве примера на рис. 1 приведены зависимости $\eta(T)$ для сплавов Ni_4Mo , Ni_4W , Au_4Cr , Au_4V . Анализ зависимостей $\eta(T)$ позволяет выделить две группы сплавов. К первой группе («жесткий» тип разупорядочения) относятся Au_4V и Ni_4Mo , характеризующиеся узкой двухфазной областью ($\Delta T = 15 - 16$ K), высоким скачком параметра порядка ($\Delta\eta_{TK} = 0.85-0.90$) и малыми значениями производной $d\eta/d(T/T_K)$ вблизи T_K . Ко второй группе («мягкий» тип) относятся Ni_4W и Au_4Cr , для которых характерны широкая двухфазная область ($\Delta T = 30 - 40$ K), малый скачок $\Delta\eta_{TK}$ (0.66) и большие значения $d\eta/d(T/T_K)$ (до 8.0 для Ni_4W).

Таблица 1 – Параметры фазового перехода П-Б в сплавах со сверхструктурой D1a

Сплав	T_K , K	$\eta_{\max}$	$\Delta\eta_{TK}$	ΔT , K	$(1-c/a)$ при $\eta_{\max}$	$d\eta/d(T/T_K)$
Au_4Cr	633	0.84	0.66	30	0.0006	0.5
Au_4Mn	638	0.90	0.70	35	0.018	1.0
Au_4V	838	0.94	0.90	15	0.018	0.3
Ni_4Mo	1148	1.00	0.85	16	0.015	1.6
Ni_4W	1268	0.91	0.66	40	0.014	8.0

Были определены зависимости степень тетрагональности $(1-c/a)$ от параметра дальнего порядка η и установлено, что для сплавов Au_4Mn и Au_4V наблюдается линейная корреляция между степенью тетрагональности $(1-c/a)$ и параметром порядка η , что свидетельствует о прямом влиянии химического упорядочения на искажения решетки. В сплавах на основе никеля эта зависимость выражена слабее.

На основе анализа данных, представленных в таблице 1, установлено, что сплав Au_4Cr выделяется из всего ряда исследованных сплавов. В этом сплаве наблюдается практически полное отсутствие тетрагональных искажений ($1-c/a = 0.0006$) при достаточно высоком значении параметра порядка $\eta_{\max} = 0.84$. Такое поведение зависимости $\eta(1-c/a)$ обусловлено уникальным сочетанием разных факторов: близостью атомных радиусов Au (0.144 нм и Cr (0.128 нм), что минимизирует размерный эффект, а также особенностями электронной структуры Cr, имеющего наполовину заполненную d-зону ($3d^5 4s^1$) и наименьшую электроотрицательность (1.66) среди рассматриваемых d-металлов. В результате упорядочение в Au_4Cr происходит без существенной деформации кристаллической решетки.

На основе экспериментальных кривых $\eta(T)$ по модели Горского-Брэгга-Вильямса [8] были рассчитаны значения энергии упорядочения W (табл. 2). Максимальные значения W соответствуют сплавам Ni_4Mo и Au_4V , имеющим наибольшую разность электроотрицательностей компонентов ($\Delta\chi \approx 0.9$). Минимальные значения – Au_4Cr и Ni_4W ($\Delta\chi = 0.45-0.88$). Было установлено, что имеет место немонотонный характер зависимостей $W(\eta)$ в сплавах Ni_4W и Au_4Cr . Это свидетельствует на существенный вклад ангармонических эффектов.

В рамках теории Ландау свободная энергия раскладывается в ряд по степеням η [1]:

$$F(\eta, T) = F_0 + 1/2 \alpha (T - T_0) \eta^2 + 1/4 \beta \eta^4 + 1/6 \gamma \eta^6 + F_{anh}(\eta, T), \quad (1)$$

где α, β, γ – коэффициенты разложения, T_0 — температура, при которой возникает неустойчивость разупорядоченной фазы. На основе первопринципных расчетов был определен ангармонический вклад $F_{anh}(\eta, T)$, который модифицирует эффективные значения коэффициентов разложения и приводит к зависимости критической температуры T_K от параметра Грюнайзена:

$$T_K = T_0 \left[1 - \delta \cdot \gamma_G^2 \cdot \left(\frac{k_3}{k_2^{3/2}} \right)^2 \right], \quad (2)$$

где δ — безразмерный коэффициент, зависящий от геометрии решётки и масс атомов. Рассчитанные значения параметра Грюнайзена γ_G и отношения ангармонических силовых постоянных $k_3/k_2^{2/3}$ приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Электронные и ангармонические характеристики

Сплав	e/a	$\Delta\chi$	γ_G	$k_3/k_2^{2/3}$	$\xi = \gamma^2 \cdot (k_3/k_2^{2/3})^2$
Au ₄ Cr	1.4	0.88	2.8	0.12	0.94
Au ₄ Mn	1.6	0.99	2.6	0.11	0.74
Au ₄ V	1.8	0.91	2.1	0.09	0.40
Ni ₄ Mo	8.8	0.25	1.9	0.08	0.29
Ni ₄ W	8.8	0.45	2.4	0.15	0.86

Проведенный корреляционный анализ данных, представленных в таблицах 1 и 2, позволяет заключить, что доминирующим фактором определяющим особенности фазовых переходов П–Б в сплавах со сверхструктурами $D1_a$, является электронная структура, концентрация валентных электронов (e/a) и характер d–связи. Это проявляется в систематических различиях между сплавами на основе Au ($e/a \approx 1.4$ –1.8) и Ni ($e/a \approx 8.8$).

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема (FEMN-2026-0003).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Статистическая физика. Ч.1. М.: Наука, 1976. 584 с.
2. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / под ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С., Хагеля У.К. М.: Металлургия, 1995, 384 с.
3. Матвеева Н.М., Козлов Э.В. Упорядоченные фазы в металлических системах. М.: Наука. 1989, 247 с.
4. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. М.: Физматгиз, 1961, 863 с
5. Harker D. // The Journal of Chemical Physics. 1944. V. 12, No. 7. P. 315-317.
6. Kresse G., Furthmüller J. // Physical Review B. 1996. V. 54, No. 16. P. 11169-11186.
7. Togo A., Tanaka I. // Scripta Materialia. 2015. Vol. 108. P. 1-5.
8. Смирнов А.А. Молекулярно-кинетическая теория металлов. М.: Наука, 1966, 428 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЕРАРХИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ С УЧЕТОМ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРНЫХ УРОВНЕЙ ПРИ ОСЕВОМ НАГРУЖЕНИИ С АСИММЕТРИЕЙ ЦИКЛА

Завойчинская Э.Б., Лавриков Г.Е.*

Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, Москва, Россия

*george.lavrikov@yandex.ru

Большинство элементов конструкций испытывают нагружения с асимметричными циклами, поэтому одним из актуальных вопросов является установление зависимости усталостных свойств материала от асимметрии цикла $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ (σ_{min} и σ_{max} – минимальное и максимальное значения напряжений цикла соответственно). Построение экспериментальных кривых усталости при различных асимметриях цикла сопряжено с большими финансовыми и трудовыми затратами, при этом практически невозможно охватить весь спектр режимов нагружения. Известные опытные данные относятся, в основном, к кривым усталости по макроразрушению при симметричных ($R = -1$) и пульсирующих ($R = 0$) циклах с определенными частотами и при различных температурах. Необходимость в продлении ресурса конструкций требует определение зависимости усталостных свойств материала от R в областях длительных сроков службы (при числе циклов $N_f \in (10^4, 10^6)$ до макроразрушения) и назначения остаточной долговечности в областях гигацикловой усталости (в среднем, $N_f \in (10^6, 10^{11})$ циклов). Широкое использование ускоренных испытаний требует изучения зависимости усталостных свойств материала от частоты нагружения.

Анализ физических механизмов структурных взаимодействий при длительном и переменном нагружениях позволяет установить последовательность масштабно-структурных уровней, характерных для стадийного процесса совместного развития хрупкого и вязкого разрушений. Идентифицированы стадии развития процесса хрупкого разрушения: формирование «полосовой» структуры наноуровня, образование микротрещин и зарождение коротких нераспространяющихся трещин микроуровня, в результате их слияния образование коротких распространяющихся трещин мезоуровня, объединение коротких трещин с зарождением макротрещин и развитие макротрещин до макроразрушения. В процессе вязкого разрушения пластичных материалов выявлены стадии, начинающиеся с развития дислокаций с образованием плоскостей скольжения и ячеистой структуры на наноуровне, продолжающиеся формированием ямочного рельефа с микропорами на микроуровне, слиянием пор на мезоуровне с зарождением вязкой трещины-лидера на макроуровне, и завершающиеся ее развитием при неупругом деформировании. Смена стадий определяется изменением механизмов развития разрушения и происходит с разной степенью вероятности. Обоснована необходимость рассмотрения разрушения как иерархического случайного процесса последовательного прохождения всех масштабно-структурных уровней. Вероятностный характер процесса разрушения обусловлен тем, что достижение предельных состояний определяется статистическим распределением неоднородностей во всем объеме тела. На основе результатов физических исследований (методами электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и др.) определяются геометрия и плотность дефектов, дислокаций, пор, трещин на разных уровнях. Методами механических испытаний находятся макрохарактеристики статической, длительной и усталостной прочности. Методами неразрушающего контроля (ультразвуковой анализ, акустико-эмиссионный анализ, магнитная дефектоскопия и др.) устанавливаются закономерности развития разрушения в натурных конструкциях.

В этой работе развитие хрупкого разрушения описывается через понятия дефекта каждого уровня и предельных состояний дефектов, которые определяются предельными линейным размером и плотностью дефектов в некотором представительном объеме тела [1, 2]. Одним из современных физических методов является метод исследования микротвердости в процессе разрушения. Анализ,

проведенный в работе [3] для алюминиевого сплава 2024-T42, позволяет сопоставить предельные состояния дефектов различных уровней с линиями равной микротвердости по Виккерсу. По предложенным соотношениям модели усталостного масштабно-структурного разрушения для осевого нагружения с несимметричным циклом [1] построены области развития микро-, мезо- и макродефектов и кривые усталости по достижению предельных состояний дефектности для титановых сплавов BT1-0, BT3-1, BT6, BT22, ПТ-3В, ТС17 при осевых нагружениях с различными частотами в широком диапазоне коэффициентов асимметрии R . Получено хорошее соответствие известным опытным данным. Например, на Рисунке 1(а) представлены расчетные кривые усталости по уровням дефектности для сплава BT6 при частотах нагружения $\nu = 120$ Гц и 20 кГц с $R = -1, 0, 0.3$ в координатах $\sigma_{max} \sim N$. Точками обозначены опытные данные при $R = 0$, крестиками – при $R = 0.3$, звездочками – при $R = -1$. Получено удовлетворительное соответствие опытным данным [4].

В диапазоне коэффициентов асимметрии $R \in [0, 0.5)$ при увеличении R наблюдается увеличение σ_{max} . Например, σ_{max} при $R = 0.3$, в среднем, увеличивается на 15% по сравнению с симметричным циклом при одинаковых долговечностях. В результате исследований сделан вывод, что асимметрия цикла нагружения не оказывает влияния на зависимость усталостных свойств от частоты. Согласно известным опытным данным [5] в диапазоне $R \in (0.5, 1)$ имеет место циклическая ползучесть для рассматриваемых титановых сплавов. Например, для сплава BT6 в этом диапазоне максимальная деформация достигает 4%, а максимальное напряжение цикла практически не зависит от числа циклов и близко к пределу текучести сплава. Изменяется характер процесса: определяющим становится развитие вязкого разрушения, характерного для процессов ползучести.

С целью моделирования зависимости усталостных свойств титановых сплавов от частоты нагружения на Рисунке 1(б) для сплава BT6 ($\sigma_s = 950$ МПа, $\sigma_B = 1050$ МПа, σ_s – предел текучести, σ_B – временное сопротивление) представлены расчетные кривые усталости по шести уровням дефектности при симметричном нагружении: точечным пунктиром отмечены кривые усталости при $\nu = 20$ кГц и штрих пунктиром – при $\nu = 30$ Гц с соответствующими цифрами. Эти кривые практически совпадают. Получена единая кривая во всем диапазоне много- и гигацикловой усталости, которая хорошо описывает опытные данные [6] ($\nu = 20$ кГц – точки, $\nu = 30$ Гц. – крестики). Анализ поверхностей излома с помощью сканирующего электронного микроскопа выявил, что у большинства образцов наблюдались поверхностные трещины, в исключительных случаях трещина развивалась под поверхностью [6].

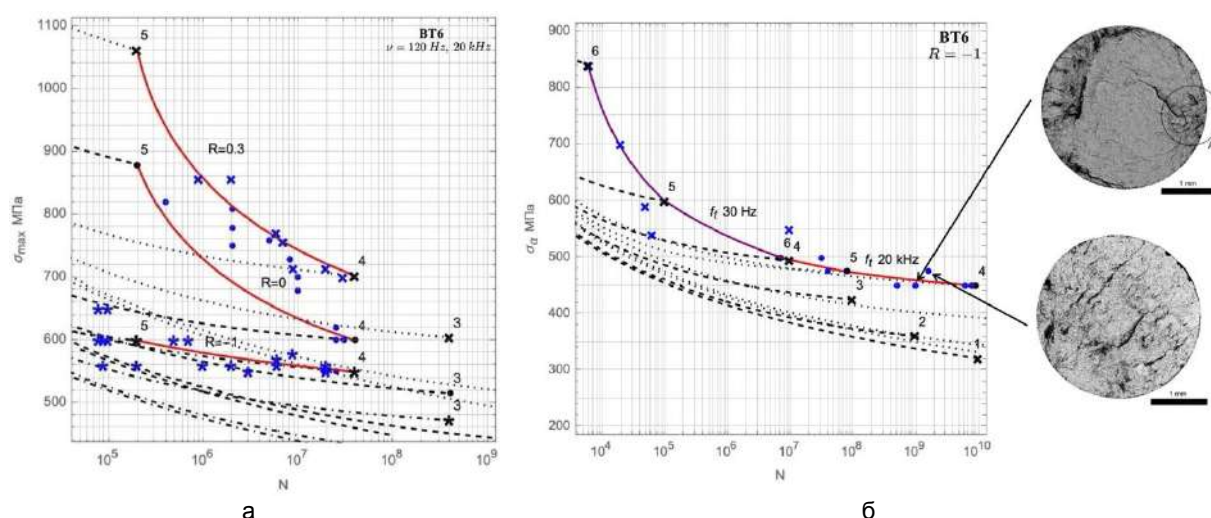


Рисунок 1 – (а) Кривые усталости по уровням дефектности для титанового сплава BT6 при разных коэффициентах асимметрии R ; (б) Кривые усталости по уровням дефектности для титанового сплава BT6 симметричного нагружения при разных частотах и фрактографии изломов: $\sigma_a = 450$ МПа, $N_f = 1,17 \cdot 10^9$ циклов; $\sigma_a = 475$ МПа, $N_f = 1,74 \cdot 10^9$ циклов

В других работах [4, 7] рассматриваются три группы образцов А, В, С того же сплава ВТ6, но с различной структурой и обработкой поверхности при $\nu = 120$ Гц, 600 Гц, 20 кГц. Для образцов из группы А ($\sigma_s = 916$ МПа, $\sigma_b = 960$ МПа) с размером зерна $d = 0.007$ мм и группы В ($\sigma_s = 897$ МПа, $\sigma_b = 967$ МПа) с $d = 0.02$ мм не наблюдается влияние частоты. При этом анализ для группы С ($\sigma_s = 866$ МПа, $\sigma_b = 906$ МПа) со структурой, близкой к группе А, и пределами усталости, в среднем, меньше (до 15%) показал зависимость усталостных свойств от частоты, что, по-видимому, связано с обработкой поверхности, предел усталости образцов группы С при $N_f = 10^6$ циклов оказался на 20% выше при $\nu = 20$ кГц, чем при $\nu = 120$ Гц. В образцах группы С очаг макроразрушения наблюдался на поверхности, группы А и В – на поверхности только до $N_f = 5 \cdot 10^6$ циклов.

На Рисунке 2 представлены кривые усталости по уровням дефектности для титанового сплава ПТ-3В ($\sigma_s = 667$ МПа, $\sigma_b = 736$ МПа) при $\nu = 5$ Гц и $R = -5, -2, -1, 0$. Получно хорошее соответствие известным опытным данным [8].

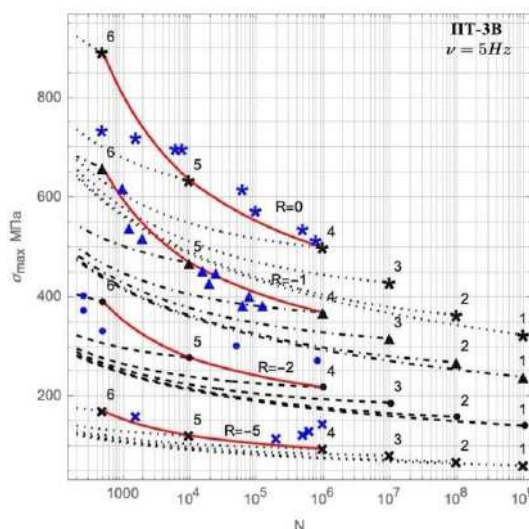


Рисунок 2 – Кривые усталости по уровням дефектности и по макроразрушению для сплава ПТ-3В в координатах $\sigma_{max} \sim N$ при разных коэффициентах асимметрии цикла R

В диапазоне коэффициентов асимметрии цикла $R < 0$ при уменьшении R наблюдается уменьшение σ_{max} . Например, σ_{max} при $R = -5$, примерно в 3.8 раза, по сравнению с симметричным циклом при одинаковых долговечностях.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Э.Б. Завойчинская, Г.Е. Лавриков Математическое моделирование масштабно-структурного разрушения при одноосном нагружении титановых сплавов во всем диапазоне асимметрии цикла // Журнал теоретической и прикладной механики. 2025. № 4(93). С. 107–130. DOI: 10.24412/0136-4545-2025-4-107-130
2. Э.Б. Завойчинская, Г.Е. Лавриков Определение долговечности по уровням дефектности при одноосном нагружении титановых сплавов различных классов во всем диапазоне коэффициентов асимметрии цикла // Современные методы и технологии создания и обработки материалов. Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2024. Т. 1. Материаловедение. С. 50–62.
3. Э.Б. Завойчинская, Г.Е. Лавриков К анализу предельных состояний материалов при нерегулярном нагружении с несимметричными циклами // Вестник Чувашского государственного педагогического университета им. И.Я. Яковлева. Серия: Механика предельного состояния. 2025. № 3(65). С. 139–151. DOI: 10.37972/chgpu.2025.65.3.007.
4. Y. Furuya, H. Nishikawa, H. Hirukawa et al. Catalogue of NIMS fatigue data sheets // Sci. and Tech. of advanced mater. 2019. V. 20(1). P. 1055–1072.

5. J.O. Peters, B.L. Boyce, X. Chen et al. On the application of the Kitagawa–Takahashi diagram to foreign-object damage and high-cycle fatigue // Eng. Fract. Mechanics. 2002. V. 69. P. 1425–1446.

6. M. Janecek, F. Novy, P. Hrcuba et al. The Very High Cycle Fatigue Behaviour of Ti-6Al-4V Alloy // Acta Physica Polonica A. 2015. V. 128. P. 497–502.

7. E. Takeuchi, Y. Furuya, N. Nagashima et al. The effect of frequency on the gigacycle fatigue properties of a Ti-6Al-4V alloy // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2008. V. 31. P. 599–605.

8. В.П. Багмутов, В.И. Водопьянов, О.В. Кондратьев, К.А. Бадиков Усталостная прочность при отрицательных значениях коэффициента асимметрии стали 45 и титанового сплава ПТ-3В // Известия ВолгГТУ. 2015. – С. 69–73.

СТРУКТУРНАЯ ТРАНСФОРМАЦИЯ ПЛЁНОК НИТРИДА КРЕМНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ И ЕЁ ВЛИЯНИЕ НА МЕМРИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА**Пархоменко И.Н.^{1*}, Власукова Л.А.¹, Романов И.А.¹, Комаров Ф.Ф.², Ковальчук Н.С.³**¹Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь²Институт прикладных физических проблем им. А. Н. Севченко БГУ³ОАО «ИНТЕГРАЛ» - управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ»,

*parhomir@yandex.by

В последние годы наблюдается устойчивый рост интереса к резистивным запоминающим устройствам (мемристорам), рассматриваемым как перспективная элементная база для энергонезависимой памяти нового поколения и нейроморфных вычислительных систем [1]. Среди широкого круга диэлектрических материалов особое внимание привлекают плёнки нитрида кремния, которые традиционно используются в микроэлектронике в качестве изолирующих и пассивирующих слоёв. Известно, что в нестехиометрических плёнках, обогащённых кремнием, формируется значительное количество локализованных состояний в запрещённой зоне, что создаёт предпосылки для реализации эффектов ловушечного токопереноса и резистивного переключения между состоянием высокого сопротивления (СВС) и состоянием низкого сопротивления (СНС). Термическая обработка плёнок нитрида кремния может приводить к существенным структурным изменениям, включая частичное окисление поверхности и объёма слоя, перераспределение избыточного кремния, а также формирование кремниевых нанокристаллов. Эти процессы сопровождаются изменением энергетического спектра ловушек, диэлектрических характеристик и механизмов токопереноса. В настоящей работе исследуется влияние быстрого термического отжига (БТО) на структурное состояние и электрофизические свойства плёнок нитрида кремния.

Плёнка нитрида кремния толщиной ~200 нм наносилась методом химического осаждения из газовой фазы в реакторе пониженного давления (LPCVD) из смеси N_2 и SiH_4 при 800 °С на кремниевые подложки р-типа проводимости. Для получения неоднородного состава по глубине соотношение реагирующих газов SiH_4/N_2 варьировалось в процессе осаждения. Далее одна из пластин с нитридной плёнкой подвергалась быстрому термическому отжигу при 1150 °С в течение 3 мин в Ar. Другая пластина отжигалась при 1200 °С в течение 3 мин в атмосфере Ar со следовыми примесями кислорода и паров воды. Для анализа распределения элементов по глубине образца SiN_x/Si использовался метод резерфордского обратного рассеяния (POP). Моделирование профиля распределения элементов по глубине на основе данных POP проводилось в программе SIMNRA 7.0. Толщины и состав плёнок контролировались методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с помощью электронного микроскопа Hitachi S-4800, оснащенного энергодисперсионным спектрометром для анализа элементного состава. Для исследования электрофизических свойств на образцы наносились никелевые контакты. Поскольку осаждение плёнок нитрида кремния методом LPCVD происходило с обеих сторон подложки, перед формированием контактной структуры обратная сторона образцов подвергалась механической шлифовке с целью удаления диэлектрического слоя. Вольт-амперные характеристики (ВАХ) измерялись на анализаторе параметров полупроводниковых приборов Agilent B1500A (Santa Rosa, CA, USA). Напряжение смещения подавалось на верхний электрод, в то время как нижний оставался заземленным.

На рисунке 1 а представлены рассчитанные из данных POP профили распределения Si и N по глубине в плёнке SiN_x , не подвергавшейся термообработке. Как видно из рисунка, плёнку SiN_x условно можно разделить на два слоя. В верхнем слое толщиной порядка 99 нм наблюдается незначительное увеличение концентрации кремния – от 52 до 57 % по мере углубления в образец. Нижний слой, также толщиной около 99 нм, характеризуется существенным ростом концентрации кремния – от 57 до 87 %. Двухслойная структура плёнки $SiN_{0,8}/SiN_{0,4}/Si$ отчетливо проявляется и на СЭМ-изображении, представленном на рисунке 1 б.

После БТО при 1150 °С в атмосфере чистого Ar наблюдается незначительное уменьшение общей толщины (на ~2 нм), тогда как после БТО при 1200 °С в атмосфере (Ar+O₂+H₂O) фиксируется увеличение толщины пленки на ~4 нм, что представлено на рисунках 1 в и г соответственно. Уменьшение толщины нитридных пленок характерно для высокотемпературных термообработок и связано с уплотнением и упорядочиванием структуры нитрида. Возрастание толщины при отжиге в атмосфере с добавкой кислорода и паров воды обусловлено окислением пленки. Это подтверждается данными энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, приведенными в таблице 1: содержание кислорода в пленке, отожженной в кислородсодержащей атмосфере, увеличилось на ~15 % в сравнении с образцом, отожженным в чистом аргоне.

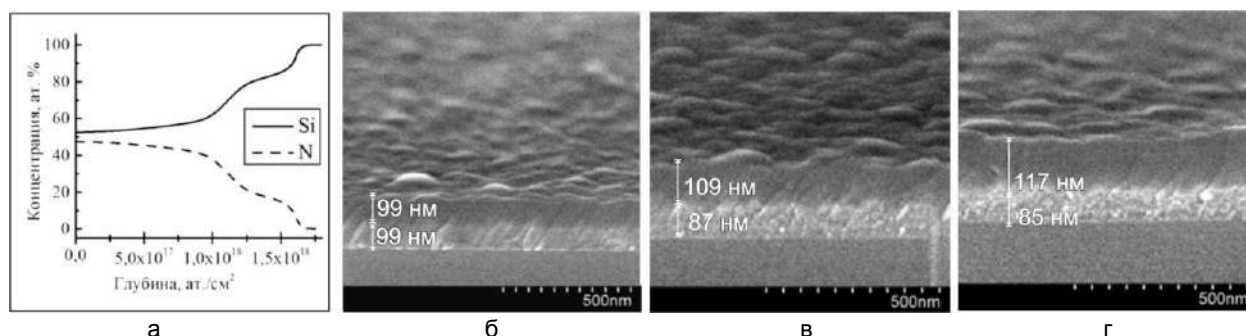


Рисунок 1 – Профиль распределения элементов по глубине нитридного слоя образца SiN_x/Si (а) и снимки СЭМ поперечного сечения исходной структуры SiN_x/Si (б) и после отжигов при 1150 °С (в) и 1200 °С (г)

Таблица 1 – Элементный состав нитридных пленок после БТО

Режим БТО	C, ат. %	N, ат. %	O, ат. %	Si, ат. %
1150 °С (Ar)	2,67	34,59	3,12	59,39
1200 °С (Ar+O ₂ +H ₂ O)	3,38	27,04	17,84	51,55

На рисунке 2 а представлены спектры ИК поглощения для исходной и отожженных структур. Сразу отметим, что полоса, связанная с колебаниями Si–H-связи в спектре не регистрируется, что подтверждает низкую концентрацию водорода в пленке. В спектре исходного образца проявился сигнал от пленки: полосы при 820 – 870 см⁻¹ и при 1100 см⁻¹, обусловленные колебаниями связей Si–N и Si–O соответственно [2]. БТО при 1150 °С в чистом аргоне не привел к значительным изменениям ИК-спектра. Наблюдается только слабое увеличение интенсивности колебаний связей Si–O. Однако после БТО структуры SiN_x/Si в окисляющей атмосфере при 1200 °С на спектре поглощения регистрируются новые узкие полосы (помечены * на рисунке) при 460, 488, 846, 863, 885 и 925 см⁻¹, соответствующие поглощению кристаллического α-Si₃N₄ [3,4].

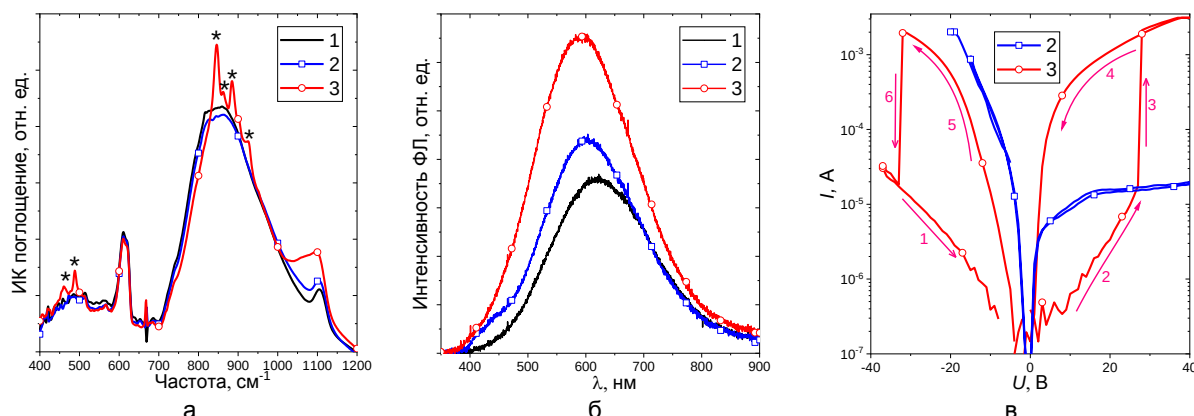


Рисунок 2 – Спектры ИК-поглощения (а), фотолюминесценции (б) и вольт-амперная характеристика (в) структуры SiN_x/Si до (1) и после отжигов при 1150 °С (2) и 1200 °С (3)

На рисунке 2 б представлены спектры ФЛ для исходного образца и образцов после БТО. Спектр ФЛ исходного образца представляет собой широкую полосу с максимумом при 620 нм, обусловленную радиационной рекомбинацией носителей через хвостовые состояния в запрещённой зоне нитрида кремния. Высокотемпературный отжиг образца в более чистых условиях (без кислорода) приводит к небольшому увеличению интенсивности и «синему» сдвигу на 20 нм. Отжиг в окисляющей среде при 1200 °С приводит к аналогичному сдвигу максимума ФЛ, однако интенсивность заметно увеличивается (в 1,7 раза). Сдвиг, вероятнее всего, обусловлен возрастанием структурного порядка, а возрастание интенсивности можно объяснить пассивацией безызлучательных дефектов атомами кислорода.

На рисунке 2 в представлены ВАХ для отожжённых структур. Образец, отожжённый при 1150 °С в атмосфере Ag, демонстрирует выраженную диодную характеристику. По-видимому, в данном случае формируется барьер на границе обогащённого кремнием нитрида кремния с электронной проводимостью и p-Si подложки. Для образца, отожжённого при 1200 °С в окисляющей среде, наблюдается эффект резистивного переключения. Напряжение включения (переход из СВС в СНС) составляет около +27 В, а напряжение выключения (переход из СНС в СВС) – около –33 В. Окно памяти достигает 150–170 при отрицательном потенциале на плёнке и 400–800 при положительном.

Следует отметить, что даже в СНС проводимость образца, отожжённого в окисляющей атмосфере, остаётся ниже, чем проводимость образца после отжига в чистом Ag. Вероятно, это связано с окислением верхнего слоя плёнки. Вместе с тем локальное электрическое разрушение данного слоя может инициировать формирование проводящих каналов и, как следствие, вызывать резистивное переключение в образце, отожжённом при 1200 °С. Дополнительную роль в формировании эффекта резистивного переключения может играть сформировавшаяся фаза нанокристаллического нитрида, что потенциально может облегчать образование проводящих путей по границам зёрен. Определение вклада указанных факторов является задачей дальнейших исследований. Полученные результаты свидетельствуют о важной роли окисления поверхностного слоя и структурных преобразований плёнки в формировании проводящих каналов.

Таким образом, показано, что за счёт варьирования условий высокотемпературного отжига можно добиться формирования эффекта резистивного переключения в структурах на основе Si-обогащённого нитрида кремния. Установлено, что отжиг в окисляющей среде при 1200 °С приводит к появлению выраженного окна памяти, тогда как обработка в атмосфере Ag формирует преимущественно диодный характер проводимости. Полученные результаты демонстрируют перспективность управляемой модификации структуры нитридной плёнки для создания мемристивных элементов.

Исследование проведено при финансовой поддержке ГПНИ 5 «Фотоника и микроэлектроника».

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. G.N. Kamaev, Yu.N. Novikov, I.P. Prosvirin et al. // Appl. Surf. Sci. 2025. V. 687. # 162305
2. G. Scardera, T. Puzzer, G. Conibeer, M.A. Green // J. Appl. Phys. 2008, V. 104. # 104310.
3. T.K. Trout, J.M. Bellama, F.E. Brinckman, R.A. Faltynek // J. Mater. Res. 1989. V. 4. P.399-403
4. S.P. Wong, M.C. Poon // Nucl. Instruments Methods Phys. Res. Sect. B Beam Interact. with Mater. Atoms. 1987. V. 22. P. 513- 519

ОЦЕНКА ТЕНДЕНЦИЙ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СПАРИВАНИЯ В ЭПСИЛОН-ЖЕЛЕЗЕ И СВЕРХПРОВОДНИКАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА В РАМКАХ ПОДХОДА DFT+DMFT

Скорняков С.Л.^{1,2*}, Белозеров А.С.¹, Катанин А.А.^{1,3}, Анисимов В.И.^{1,2}

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

²Уральский Федеральный Университет, Екатеринбург, Российская Федерация

³Центр Фотоники и двумерных материалов, Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Московская область, Российская Федерация

*skornyakov@imp.uran.ru

Железо и соединения на его основе проявляют ряд необычных свойств, привлекающих внимание широкого круга исследователей. На протяжении последних двух десятилетий данный интерес значительно усилился благодаря открытию сверхпроводимости эpsilon фазы-железа и нового класса сверхпроводящих материалов — железосодержащих пниктидов и халькогенидов. В частности, существенные усилия были направлены на первопринципное моделирование электронной структуры данных систем, с целью объяснения их фазовых диаграмм и понимания природы сверхпроводящего состояния.

В данной работе тенденции к сверхпроводящему спариванию в железе и сверхпроводниках на его основе исследовались путем решения многозонного уравнения Бете-Солпитера. Для этого, в качестве первого шага была рассчитана электронная структура и неоднородная спиновая восприимчивость с учетом кулоновских корреляционных эффектов в 3d оболочке Fe методом DFT+DMFT. Было получено, что усиление квазичастичной массы m^*/m в эpsilon-железе варьируется от 1.5 (33 ГПа) до 1.8 (12 ГПа) и достигает 2 в родительском соединении сверхпроводников на основе железа LaFeAsO, указывая на умеренные кулоновские корреляции. Также была вычислена зависимость спинового коррелятора от мнимого времени и нелокальная восприимчивость, анализ которых позволил сделать вывод о сильных антиферромагнитных флуктуациях и короткоживущих локальных моментах в исследуемых системах. Далее, используя локальную собственно-энергетическую часть метода DFT+DMFT и рассчитанную нелокальную восприимчивость, было решено многозонное уравнение Бете-Солпитера с вершинной частью, вычисленной в втором порядке теории возмущений по взаимодействию. Для эpsilon-железа анализ зависимости собственных значений ядра уравнения Бете-Солпитера от давления позволил высказать предположение о спин-флуктуационном механизме сверхпроводимости. В частности, было установлено, что тенденции к сверхпроводящему спариванию ослабевают при увеличении давления, что согласуется с исчезновением сверхпроводимости при 30 ГПа. Для системы LaFeAsO выполненные расчеты дают синглетное спаривание с зависимостью сверхпроводящей щели от волнового вектора, демонстрирующей сходство с d-волновым сценарием сверхпроводимости, предложенным ранее для ряда пниктидов и халькогенидов железа.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (проект РНФ No. 24-12-00024).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ МАГНИТНО-АБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКЕ СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ

Якубовская С.В., Корбит А.А., Бежик А.А.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь

E-mail: yakubovskaya@bntu.by

Эксплуатационные показатели магнитно-абразивной обработки (производительность, удельный расход абразива) определяются как режимами обработки, так и физико-механическими характеристиками магнитно-абразивных порошков. Используемые в процессе магнитно-абразивной обработки материалы представляют собой магнитную матрицу, в которой расположены зерна абразива. Концентрация зерен абразива и их физико-технические характеристики зависят от метода получения магнитно-абразивных порошков. Порошки, получаемые методом распыления расплава (ФАП-1), представляют собой металлическую (на основе железа) матрицу, в которой расположены частицы карбидов вольфрама комплексно легированные железом, хромом. Состав, структура таких порошков не обеспечивают высокие и стабильные значения режущей способности из-за низкой концентрации частиц абразива, их невысокой твердости (15-20 ГПа) и отсутствия эффекта восстановления режущей способности магнитно-абразивных частиц. Это не позволяет использовать такие магнитно-абразивные материалы для обработки сверхтвердых материалов.

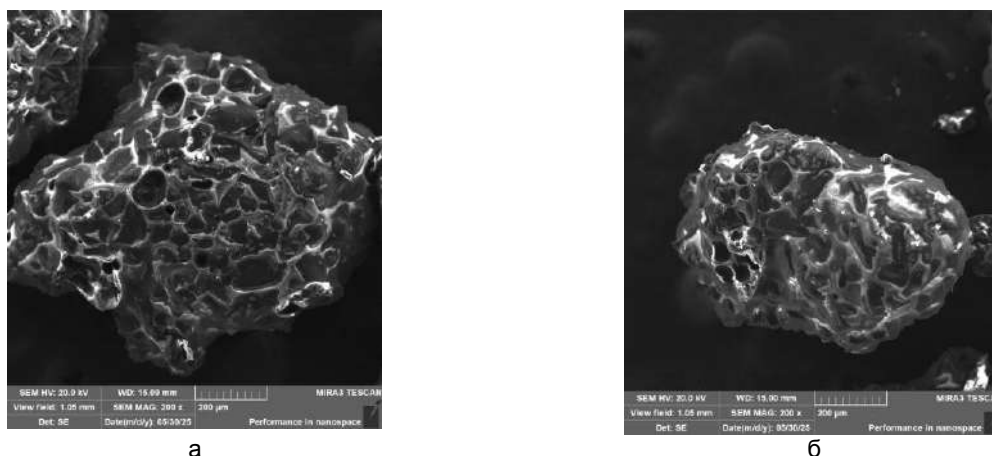
Целью настоящей работы является исследование процессов контактного взаимодействия магнитно-абразивного композиционного материала с композиционным материалом на основе кубического нитрида бора и алмазосодержащим композиционным материалом при магнитно-абразивной обработке.

В качестве магнитно-абразивных композиционных материалов использовали магнитно-абразивный порошок с поверхностным расположением зерен абразива: алмаза фракции 80/63 мкм. Концентрация зерен алмаза в магнитно-абразивном порошке составляла 7 об. % (в пересчете на объем порошка). В качестве магнитного носителя использовали порошок железа фракции 800/500 мкм. Связующим служила эпоксидная смола,

Магнитно-абразивные порошки использовали для магнитно-абразивной обработки сверхтвердых материалов: пластин из композиционного материала на основе кубического нитрида бора и пластин из алмазосодержащего композиционного материала. Концентрация зерен алмаза фракции 50/40 мкм в композиционном материале составляла 12 об. %. Длительность магнитно-абразивной обработки (МАО) составляла 15 мин. Исследование морфологии поверхностей изнашивания композиционных материалов на основе кубического нитрида бора и алмазосодержащих композиционных материалов проводили на растровом электронном микроскопе VEGA/TESCAN.

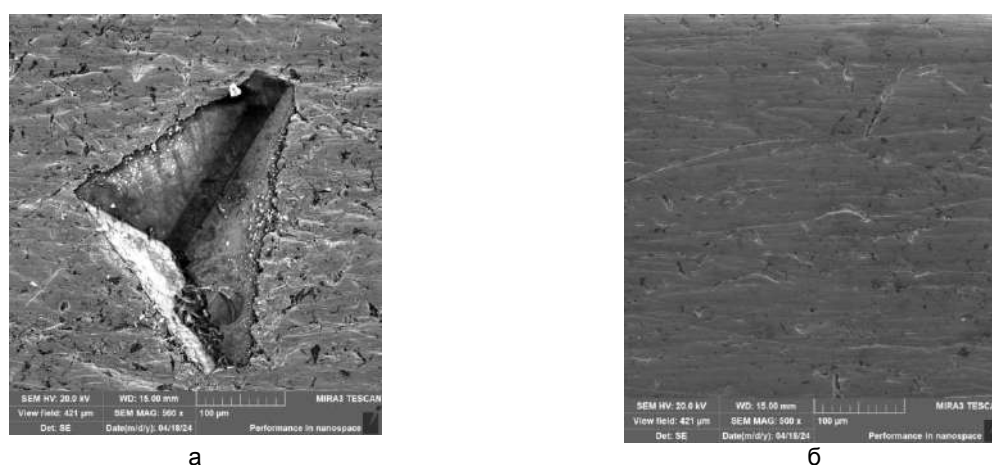
Морфология поверхности магнитно-абразивной частицы—единичного абразивного инструмента представляет собой множество зерен алмаза с пленками фенолформальдегидной смолы, выступающих из связки (рис.1).

Магнитно-абразивная обработка алмазосодержащего композиционного материала приводит к изнашиванию связки и изменению морфологии поверхности алмазных зерен (рис. 2).



а – фракция 800/600 мкм; б – фракция 600/500 мкм.

Рисунок 1– Морфология поверхности магнитно-абразивных порошков



а – морфология поверхности алмазных зерен;
б – морфология поверхности изнашивания связки.

Рисунок 2 – Морфология поверхности алмазосодержащего композиционного материала после обработки магнитно-абразивным композиционным порошком с зёрнами алмаза (80/63 мкм).

Магнитно-абразивная обработка композита из композиционного материала на основе кубического нитрида бора приводит к изнашиванию зерен кубического нитрида бора и связки. Изнашивание поверхности компакта при магнитно-абразивной обработке не приводит к разрушению (скалыванию) зерен кубического нитрида бора на поверхности режущей кромки (рис. 3).

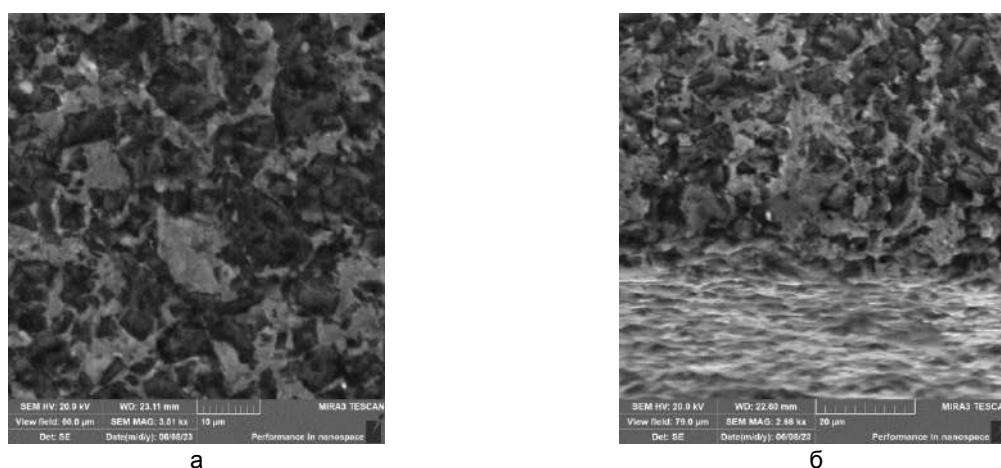
Режущая способность магнитно-абразивного композиционного порошка при обработке алмазосодержащего композиционного материала составила $0,11 \text{ мг/мин} \cdot \text{см}^2$, а при обработке компакта из кубического нитрида бора – $0,7 \text{ мг/мин} \cdot \text{см}^2$.

Контактное взаимодействие зерен алмаза с поверхностью алмазосодержащего композиционного материала приводит к формированию характерных микрорельефов из борозд ориентированных преимущественно в направлении обработки (рис.2). На поверхности граней алмазных зерен присутствуют сколы (рис. 2 а).

Контактное взаимодействие зерен алмаза с поверхностью композиционного материала на основе кубического нитрида бора приводит к преимущественному изнашиванию связки (рис. 3). Прослойки связки сохраняются между зернами кубического нитрида бора. Поверхность зерен нитрида бора сглажена (рис. 3 а).

Морфология поверхностей изнашивания связки между зернами алмаза композиционного материала, а именно присутствие борозд, ориентированных не в направлении обработки показывает, что перемещение гранул магнитно-абразивного композиционного материала происходит хаотично: гранулы в квазипластичной абразивной среде перемещаются по поверхности алмазосодержащего

композиционного материала по сложной, не прямолинейной траектории (рис. 2). На поверхности алмазных зерен присутствуют сколы, преимущественно на ребрах и гранях, ориентированных в направлении магнитно-абразивной обработки. Морфология сколов, их размеры показывают, что изнашивание алмазных зерен при контактом взаимодействии с магнитно-абразивными гранулами происходит в результате множественных соударений с зернами алмаза, прочность которых больше, чем зерен алмаза фракции 50/40 мкм. Выступление алмазных зерен над связкой после МАО обусловлено преимущественным изнашиванием связки в результате перемещения магнитно-абразивных гранул по поверхности связки и между зернами алмаза (рис. 2 а).



а – морфология поверхности компакта;
б – морфология поверхности режущей кромки компакта.

Рисунок 3 – Морфология поверхности компакта композиционного материала на основе кубического нитрида бора после обработки магнитно-абразивным композиционным порошком с зернами алмаза (80/63 мкм).

В отличие от алмазосодержащего композиционного материала, в композиционном материале на основе кубического нитрида бора, концентрация зерен сверхтвёрдого материала больше, расстояние между зернами меньше. В процессе магнитно-абразивной обработки квазипластичная абразивная среда перемещается по поверхности пластины композиционного материала на основе кубического нитрида бора и множественные перемещения (и соударения) зерен алмаза по поверхности пластины приводят к изнашиванию прослоек связки и зерен кубического нитрида бора.

Присутствие прослоек связки между зернами кубического нитрида бора указывает, что, несмотря на меньшую твердость связки ее изнашивание протекает со скоростью соизмеримой со скоростью изнашивания зерен кубического нитрида бора. Однако на поверхности частиц нитрида бора присутствуют сколы и борозды, что указывает на абразивный (ударный) характер взаимодействия вершин алмазных зерен с поверхностью нитрида бора. Близкие скорости изнашивания прослоек связки и зерен кубического нитрида бора можно объяснить влиянием размерного эффекта. Размеры прослоек связки между зернами значительно меньше размеров зерен, а площадь на вершинах алмазных зерен, перемещающихся (соударяющихся) с поверхностью композиционного материала больше, чем размеры прослоек связки, поэтому ударным нагрузкам подвергаются зерна кубического нитрида бора и, в меньшей степени, связки.

Таким образом, магнитно-абразивные порошки, содержащие в качестве зерен абразива зерна алмаза возможно использовать для магнитно-абразивной обработке при изготовлении абразивного инструмента на основе алмаза и кубического нитрида бора.

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВОЛОКНИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ «НИКЕЛЬ — ВОЛЬФРАМ» С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Пенкин А.Г., Банных И.О., Колмаков А.Г., Антипов В.И., Минина Н.А., Мухина Ю.Э.
ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
E-mail: alexgpenkin@gmail.com

В работе проведен анализ экспериментальных данных, касающихся механизмов деформации и разрушения волокнистых композиционных материалов (ВКМ) системы «никель-хромовый сплав — вольфрамовые волокна» с использованием метода акустической эмиссии (АЭ) как прецизионного инструмента мониторинга структурных изменений КМ в реальном времени (рис.1). Исследование механики разрушения современных ВКМ на металлической основе представляет собой одну из наиболее актуальных задач в области материаловедения и физики твердого тела. Композиты, армированные тугоплавкими волокнами, такими как вольфрам в пластичной матрице из никель-хромовых сплавов, находят широкое применение в аэрокосмической отрасли, энергетическом машиностроении и других областях, где требуются исключительные показатели удельной прочности и сопротивления ползучести при экстремальных температурах.

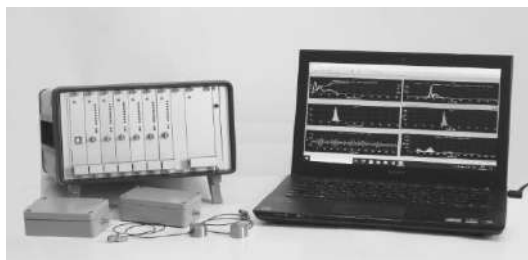


Рисунок 1 – АЭ диагностическая система СДС1008

Исследования проведены на образцах композиционного материала полученного посредством сварки взрывом, в котором в качестве материала матрицы использовался жаропрочный никель-хромистый сплав ХН67МВТЮ (ЭП202) ГОСТ 5632-72, ТУ 14-1-1471-75, химический состав (масс.%): Cr 17,0-20,0; Mo 4,0-5,0; W 4,0-5,0; Ti 2,2-2,8; Al 1,0-1,5; Fe<4,0; Ni-основа, а упрочняющих волокон – вольфрам-рениевая проволока марки ВАР5 диаметром 500 мкм (ГОСТ 19671-91, ТУ ЯеО.021.142.) $\sigma_B=2500-3500$ МПа. Основой сплава проволоки является вольфрам (W 95%) высокой чистоты (не менее 99,95%) легированный рением (Re 5%).

Метод сварки взрывом, использованный для получения исследуемых образцов, является высокоэнергетическим процессом, обеспечивающим создание прочного физического контакта между разнородными материалами. В системе «никель-хром — вольфрам» данный метод позволяет избежать длительного термического воздействия, которое при традиционных методах диффузионной сварки может приводить к нежелательному росту зерна или образованию хрупких интерметаллидных фаз на границе раздела [1]. При сварке взрывом происходит высокоскоростное взаимодействие слоев матрицы с армирующими волокнами. Давление в зоне контакта достигает величин, значительно превышающих предел текучести материала матрицы, что приводит к деформационному упрочнению и формированию зон с повышенной плотностью дислокаций вблизи волокон, что также приводит к формированию характерного волнообразного профиля границы раздела, способствующего механическому сцеплению и увеличению площади фактического контакта. Важным преимуществом сварки взрывом для КМ является возможность достижения высокой адгезионной прочности между никель-хромовой матрицей и вольфрамовыми волокнами. Высокая прочность связи на границе раздела критически важна для эффективной передачи напряжений от пластичной матрицы к высокопрочным

волокнам, что обеспечивает максимальную реализацию упрочняющего эффекта армирования.

Образцы в виде двойной лопатки с размером рабочей части 2x10x30 мм испытывались на статическое растяжение при комнатной температуре со скоростью деформирования $2,8 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ посредством малошумящей 10-тонной механической машины Instron 3382 с одновременной регистрацией комплекса параметров АЭ (активность, суммарное число сигналов, суммарная энергия АЭ, амплитудный и энергетический спектры, частотный спектр импульсов АЭ) в частотном диапазоне 20-1000 кГц и динамическом диапазоне 84 дБ посредством 2-х каналов АЭ диагностической системы СДС1008/6, обеспечивающих линейную локацию источников АЭ в процессе испытаний [2, 3].

В работе исследовали образцы и материала матрицы без волокон и композиционного материала с различным количеством упрочняющих волокон (1 и 5) в рабочем сечении образца.

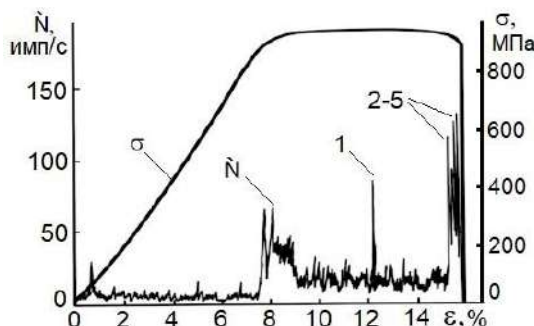


Рисунок 2 – Зависимость активности АЭ $\dot{N}$ и напряжения σ от степени деформации ϵ образца ВКМ Ni-W с пятью волокнами в рабочем сечении

Акустико-эмиссионные характеристики образца КМ с пятью волокнами в рабочем сечении, полученные при испытании на статическое растяжение, в виде совмещенных диаграмм изменения напряжения $\sigma(\epsilon)$ и активности АЭ $\dot{N}(\epsilon)$ от интегральной степени деформации ϵ , представлены на рис.2. Можно выделить четыре стадии деформирования образца ВКМ: упругая деформация матрицы и волокон, предел текучести матрицы, пластическое течение и деформационное упрочнение матрицы, и заключительная стадия - хрупкое разрушение вольфрамовых армирующих элементов и образца в целом.

Первоначальный этап нагружения ($\epsilon < 7,0\%$) характеризуется отсутствием значимой акустической активности, что свидетельствует об упругой работе как матрицы, так и волокон. Однако при достижении физического предела текучести никель-хромового сплава ($\epsilon = 7,0-9,0\%$) наблюдается интенсивный рост активности АЭ $\dot{N}(\epsilon)$. Этот феномен объясняется началом массовой пластической деформации матрицы, сопровождающейся интенсивным движением и размножением дислокаций, что генерирует упругие волны напряжений, фиксируемые диагностической АЭ системой, при этом широкополосный характер распределение спектральной плотности напряжения, зарегистрированных сигналов акустической эмиссии, свидетельствует о высокой скорости протекания процессов зарождения, движения и размножения дислокаций и дислокационных скоплений на этой стадии. Стадия деформационного упрочнения матрицы ($\epsilon = 9,0-14,0\%$) характеризуется снижением общего уровня АЭ, как активности, так и амплитуды и энергии сигналов АЭ, что обусловлено упрочнением матрицы, приводящим к сокращению длины свободного пробега и снижением плотности подвижных дислокаций как основных механизмов генерации сигналов АЭ на стадии пластического течения.

Особый интерес представляют пять ярко выраженных всплесков на графике интенсивности АЭ, пронумерованных от 1 до 5. Каждый из этих пиков соответствует моменту разрушения одного из пяти вольфрамовых волокон, находящихся в рабочем сечении образца. Амплитуда и энергия данных импульсов АЭ на несколько порядков превышает уровень АЭ, генерируемый пластическим течением матрицы, что делает

метод АЭ уникальным инструментом для количественного изучения кинетики разрушения ВКМ. Разрушение волокон вольфрама в данной системе носит преимущественно хрупкий характер. Несмотря на наличие минимальных локальных сужений («шеек») на волокнах, процесс их разрушения происходит практически мгновенно, что приводит к резкому высвобождению накопленной упругой энергии. Каждый такой акт разрушения сопровождается кратковременным падением напряжения на макроскопической диаграмме растяжения образца, что подтверждает прямую связь между микроразрушениями и интегральным механическим откликом системы.

Никель-хромовая матрица играет ключевую роль в предотвращении катастрофического разрушения всего композита после разрыва первого волокна. Благодаря высокой пластичности, матрица способна локально деформироваться в зоне разрыва волокна, перераспределяя нагрузку на оставшиеся целыми упрочняющие элементы, соответственно, на рис.2 наблюдается пять последовательных всплесков, а не один суммарный взрывной сигнал: каждое волокно разрушается индивидуально при достижении своего локального предела прочности, в то время как композит продолжает нести нагрузку.

Анализ экспериментальных данных показывает важность комплексного подхода к изучению композиционных материалов, объединяющего передовые методы производства и прецизионные диагностические технологии. Полученные результаты могут быть использованы при проектировании новых типов высокотемпературных композитов и систем их мониторинга в процессе эксплуатации. Исследование количественных параметров АЭ открывает путь к созданию предиктивных моделей разрушения КМ, работающих в условиях сложного напряженного состояния.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Пенкин А.Г., Банных И.О., Антипов В.И., Колмаков А.Г., Минина Н.А., Мухина Ю.Э. Исследование механизмов деформации и разрушения волокнистых композиционных материалов методом акустической эмиссии // Перспективные материалы, 2025, № 10, с. 78-88.
2. Семашко Н.А., Шпорт В.И., Марьин Б.Н. и др. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении. // М: Машиностроение. – 2002. –239 с.
3. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Маслов Л.И. Оценка остаточного ресурса работоспособности трубных сталей с использованием методов акустической эмиссии и кинетической твердости. М.: Интерконтакт Наука. 2005. 69 с.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРУЖЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ И РЕЛАКСАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОГО ПОЛИЛАКТИДА

Виндокуров И.В.^{*}, Ташкинов М.А.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

*ivv@pstu.ru

Одним из наиболее быстро развивающихся направлений применения аддитивных технологий является производство протезов, имплантатов и других биомедицинских устройств из биосовместимых полимеров. Полилактид (PLA) занимает важное место в данной области, особенно в тканевой инженерии, где он используется для восстановления или замещения повреждённых тканей с применением искусственных скаффолдов. Для эффективного использования PLA в биомедицинских приложениях необходимо учитывать его поведение при различных типах нагружения — как статическом, так и циклическом. В связи с этим важно анализировать не только упругие, но и неупругие характеристики материала [1,2].

В работе представлены результаты экспериментального исследования механических свойств образцов из PLA при растяжении в различных режимах нагружения. Образцы были изготовлены методом послойного аддитивного производства (FDM) в двух конфигурациях: с углом укладки филамента $\alpha = 0^\circ$ и $\alpha = 90^\circ$ при использовании сопла диаметром 0,4 мм. Испытания проводились при скоростях нагружения 0,01; 0,5; 1; 10; 50 и 100 мм/мин. Дополнительно определялись гистерезисные потери при одноосном циклическом нагружении с переменным шагом нагрузки для образцов с углом укладки $\alpha = 0^\circ$ при трёх скоростях нагружения: 0,5; 1 и 10 мм/мин (рис.1).

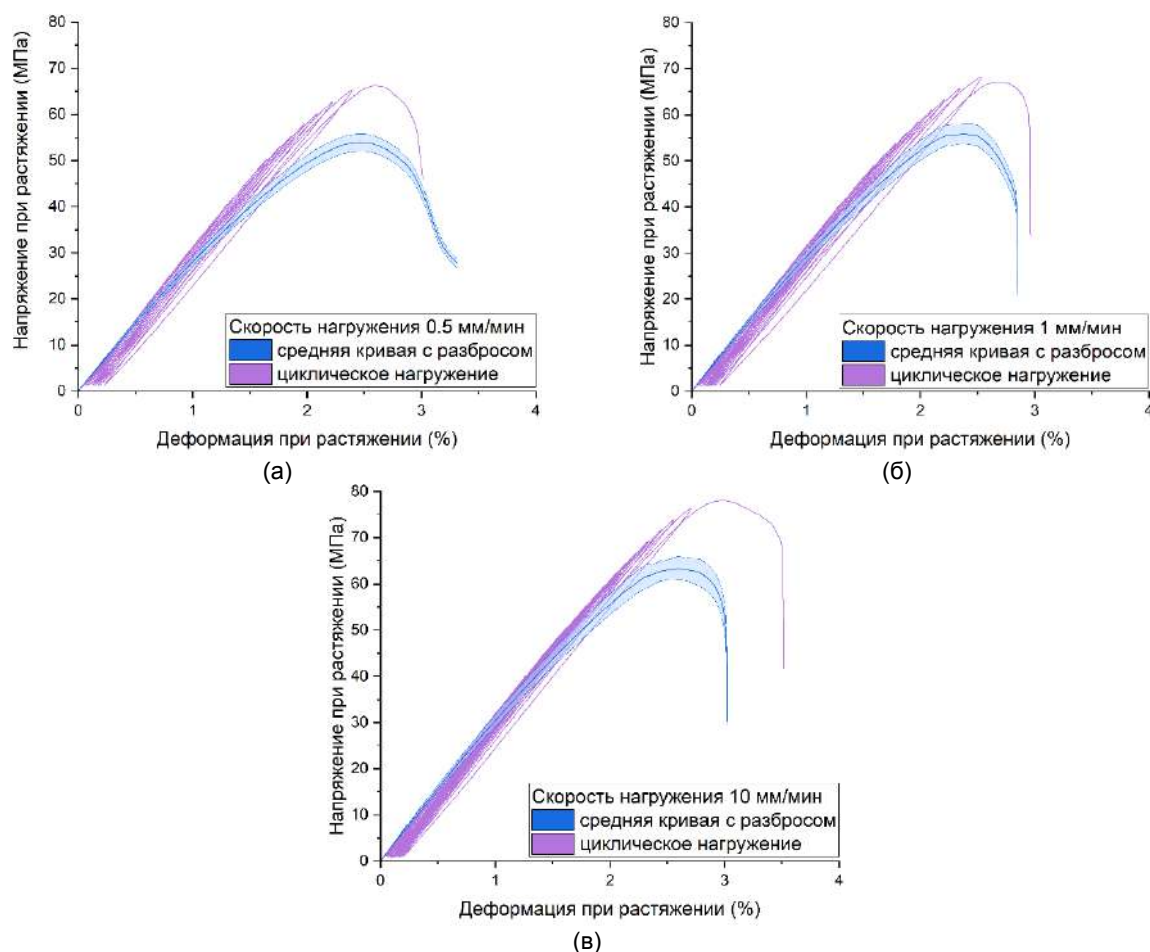


Рисунок 1 – Кривые напряжения-деформации при циклическом нагружении при скорости нагружения 0.5 мм/мин (а), 1 мм/мин (б), 10 мм/мин (в) для образцов из PLA с углом укладки филамента $\alpha=0^\circ$

Для образцов также были проведены испытания на релаксацию напряжений по схеме «нагружение – выдержка» при фиксированной деформации 1,5 %. После достижения заданной деформации перемещение traversы останавливалось, и регистрировалось снижение напряжения в течение 1800 с. Полученные кривые релаксации демонстрируют характерное для аморфных полимеров двухстадийное снижение напряжения во времени: быстрое падение в начальный период выдержки с последующим более медленным уменьшением на протяжении всего эксперимента (рис. 2). Такая форма кривых свидетельствует о выраженном вязкоупругом поведении материала и наличии нескольких релаксационных механизмов, реализующихся на различных временных масштабах.

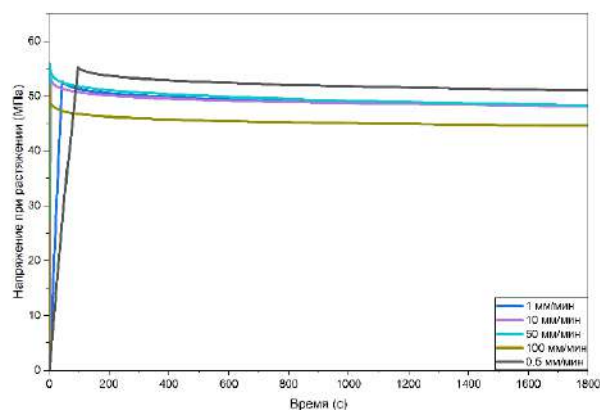


Рисунок 2 – Кривые релаксации напряжений PLA при фиксированной деформации 1.5% для различных скоростей нагружения

Выбранный в исследовании критерий нагружения позволил зафиксировать механическое поведение материала как ниже, так и выше предела текучести для образцов PLA с $\alpha = 0^\circ$. Отмечена сравнительно небольшая разница между результатами монотонного и циклического нагружения. В ряде случаев циклически нагруженные образцы демонстрировали более высокую стойкость к деформации и несколько повышенные значения предела прочности. Полученные данные представляют практический интерес при проектировании полимерных медицинских имплантатов, эксплуатируемых в условиях циклических нагрузок.

Совокупный анализ степени релаксации, скорости релаксации и характерных времён релаксационных процессов показывает, что увеличение скорости нагружения приводит к усилению вязкоупругого отклика материала. Быстрое нагружение способствует накоплению более высокого уровня внутренних обратимых напряжений, которые затем релаксируют при фиксированной деформации. Полученные результаты подтверждают многоуровневый характер релаксации напряжений в аддитивно изготовленном PLA и демонстрируют важную роль кинетических факторов нагружения в формировании его длительных механических свойств. Выявленные зависимости могут быть использованы при прогнозировании ползучести и долговечной прочности FDM-изделий из PLA.

Результаты получены при выполнении государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации на выполнение фундаментальных научных исследований (проект FSNM-2024-0013).

СПИСОК ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Elenskaya, N.; Tashkinov, M.; Vindokurov, I.; Pirogova, Y.; Silberschmidt, V. V. Understanding of Trabecular-Cortical Transition Zone: Numerical and Experimental Assessment of Multi-Morphology Scaffolds. J. Mech. Behav. Biomed. Mater. 2023, 147, 106146, doi:10.1016/j.jmbbm.2023.106146.
2. Keller I.E., Elenskaya N.V., Adamov A.A., Vindokurov I.V., T.M.A. Viscoelastic-Plastic Model of Polylactide for Analyzing Deformation of Bone Lattice Scaffolds at Different Structural Levels. PNRPU Mech. Bull. 2025, 4, doi:10.15593/perm.mech/2025.4.08.

ПРОНИКАНИЕ НИКЕЛЯ ПО ГРАНИЦАМ НАКЛОНА И КРУЧЕНИЯ [110] В БИКРИСТАЛЛЕ ВОЛЬФРАМА

Сурсаева В.Г., Кийко В.М.*

¹Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка, Россия

* *kiiko@issp.ac.ru*

Склонность тугоплавких металлов к интеркристаллитной хрупкости не только создает большие технологические трудности при термомеханической обработке, но и заметно сужает область их применения. Известно, что хрупкость тугоплавких металлов в значительной степени зависит от примесей внедрения (углерода, кислорода, азота), которые вследствие низкой растворимости выделяются по границам зерен в виде карбидов и оксидов [1]. Сегрегация примесей замещения по границам зерен не всегда приводит к выделению частиц второй фазы [2].

В работах [3, 4] исследована система W-Ni и обнаружено что в процессе отжига при 1600 °С расплавленный никель проникает по границам зерен (смачивает их) неодинаково. Наблюдается явная зависимость степени смачивания от угла разориентации между соседними зернами. Показано, что полностью смоченными являются большеугловые границы, а несмоченными – малоугловые (с углами разориентации менее 15°). Остальные границы демонстрируют частичное смачивание.

С целью исследовать роль границ зерен в процессе спекания вольфрама с никелем нами экспериментально смоделирован процесс проникания никеля по границам наклона и кручения [110] с углом разориентации 20 в вольфраме.

Методом зонной плавки были изготовлены цилиндрический монокристалл из высокочистого вольфрама длиной 100 мм и диаметром 10 мм с ориентацией оси роста [110], а также цилиндрический бикристалл длиной 100 мм и диаметром 10 мм с границей наклона [110] и углом разориентации 20°. Заготовку из вольфрама и затравочный моно- или бикристалл устанавливали соосно, их концы приводили в соприкосновение и сплавляли. Расплавленная зона между заготовкой и затравочным кристаллом удерживалась силой поверхностного натяжения. После сплавления она начинала продвигаться в сторону заготовки. По мере продвижения расплавленной зоны растущие моно- или бикристалл приобретали кристаллографическую ориентацию затравочных кристаллов по принципу ориентационного соответствия.

Из цилиндрических монокристаллов и бикристаллов вырезали образцы высотой 2,5 мм. Образцы с кусочком твердого никеля на поверхности нагревали в вакууме при 1550°С до образования расплавленного слоя никеля толщиной 1 мм. Далее образцы отжигали при температуре 1600 °С, превышающей температуру эвтектики W-Ni (1495 °С), в течение 1 ч в вакууме 10⁻⁸ Па.

Образцы разрезали вдоль вертикальной оси. Методом сканирующей электронной микроскопии с помощью микроскопа CamScan MV230 (VEGA TS 5130MM), оснащенного энергодисперсионным микроанализатором, изучали структуру и распределение содержания никеля и вольфрама в области межфазной границы твердый вольфрам–расплавленный никель, границы зерна, а также в окрестности границы зерна.

Для изучения влияния компонент кручения и наклона на проникание никеля по границе был изготовлен бикристалл вольфрама с границей наклона [110] и углом разориентации 20°. В сечении образца граница бикристалла имела дугообразную форму (Рисунок 1а). Плоскость залегания изменялась таким образом, что составляющая наклона уменьшалась, а составляющая кручения увеличивалась. Границы зерна с преимущественной компонентой наклона (область 1) и с преимущественной компонентой кручения (область 2) выделена на Рисунке 1а, а квадратами. Отсутствие зернограницных канавок на межфазной границе вольфрама с никелем как в случае с преимущественной компонентой наклона (Рисунок 1б), так и с преимущественной компонентой кручения (Рисунок 1в) означает, что граница характеризуется низкой энергией.

Никель проникал в границу зерна из макроскопической жидкой капли, напавленной на поверхность образца вольфрама. Поскольку в процессе отжига

атомы диффундируют вдоль границы зерен значительно быстрее, чем в объеме, то вдоль границы образуется зона, обогащенная никелем. Распределение никеля по границе с компонентой наклона приведено на Рисунке 2а. На расстоянии 35 мкм от межфазной поверхности никель–вольфрам содержание никеля достигает 8%, а затем снижается до 1%. На Рисунке 2б представлено распределение никеля по границе с компонентой кручения. По всему участку границы на расстоянии 200 мкм распределение никеля неравномерное, но не превышает 3%. Результаты хорошо согласуются с представлением о различной пористости межзеренных границ наклона и кручения. Границы кручения менее пористые, поскольку в них периодичность структуры наблюдается в двух направлениях, а в границах наклона лишь в одном. Вследствие этого распределение никеля вдоль границы кручения более равномерное и его содержание ниже, чем вдоль границы наклона.

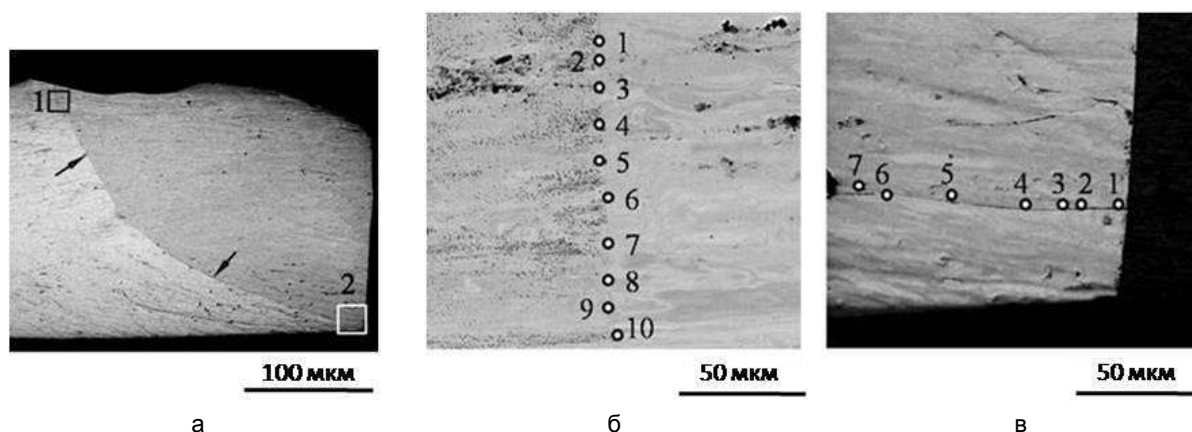


Рисунок 1 – Дугообразная граница зерна в бикристалле вольфрама (показана стрелками) с компонентами наклона (область 1) и кручения (область 2) (а); на б и в – области 1 и 2 в увеличенном масштабе

Процесс проникания примеси замещения по границам зерен происходит стадийно. В зависимости от длительности отжига при постоянной температуре можно выделить следующие последовательные стадии: сегрегация примеси по границе [5–8]; образование структурных элементов с диффундирующим элементом на границе [9–12]; фазовый переход предсмачивания, когда образуется одноатомный слой второй фазы, но без образования межфазных границ [11]; смачивание границы жидкой фазой (полное или частичное), в результате которого образуются две межфазные поверхности металла с расплавленной второй фазой [13].

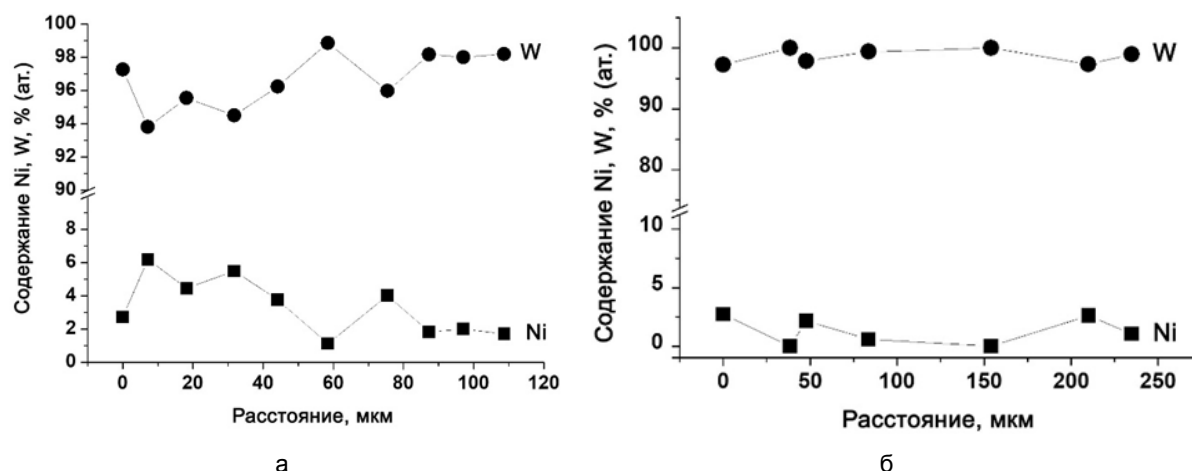


Рисунок 2 – Распределение содержания никеля и вольфрама вдоль границы зерна с компонентой наклона (а) и кручения (б); «0» соответствует точке 1 на рисунке 1, б, в

Стадии могут перекрываться во временном или температурном интервале или вовсе отсутствовать. Процесс проникания никеля по границам в бикристалле

вольфрама в процессе отжига при 1600 °С в течение 1 ч заканчивается на стадии сегрегации никеля по границе. Границы наклона и кручения относятся к границам с упорядоченной структурой и с низкой зернограницной энергией, поэтому перемещение атомов никеля вдоль границы затруднено и термодинамически не выгодно.

Работа выполнена за счет средств бюджета Института физики твердого тела РАН.

СПИСОК ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Zhang G., Chen G., Panwisawas C., Teng X., Ma Y., An R., Huang Y., Cao J., Leng X. // *Acta Materialia*. 2023. V. 261. Art. N 119387. DOI: 10.1016/j.actamat.2023.119387.
2. Sevilkar S.V., Muralikrishna G.M., Gaertner D.S.S., Brink T., Scheiber D., Smirnova D., Irmer D., Tas B., Esin V.A., Razumovskiy V.I., Liebscher C.H., Wilde G., Divinski S.V. Grain boundary diffusion and segregation of Cr in Ni bicrystals: // *Acta Materialia*. 2024. V. 278. Art. N 120229. DOI: 10.1016/j.actamat.2024.120229. *cripta Materialia*. 2025. V. 269. Art. N 116902. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2025.116902.
3. Glebovsky V., Straumal B., Semenov V., Sursaeva V., Gust W. // *Proc. 13th Intern. Plansee Seminar'93 (Reutte, Tirol, Austria, 24–28 May, 1993)*. V. 1. P. 429–441.
4. Glebovsky V.G., Straumal B. B., Semenov V.N., Sursaeva V.G., Gust W. // *High Temperature Materials and Processes*. 1994. V. 13. N 3. P. 67–73.
5. Marchiy G., Samsonov D., Mukhin E. // *Acta Materialia*. 2025. V. 294. Art. N 121044. DOI: 10.1016/j.actamat.2025.121044.
6. Wagih M., Lei T., Ng D., Schuh C.A. // *Acta Materialia*. 2025.V. 294. Art. N 121169. DOI: 10.1016/j.actamat.2025.121169.
7. Tuchinda N., Schuh C.A. // *Scripta Materialia*. 2025. V. 264. Art. N 116682. DOI: 10.48550/arXiv.2502.08017.
8. Calderon S., Chen W.Y., Islam M.S., Tripathy S.S., de Boer M.P., Dickey E.C., Rohrer. G.S. // *Scripta Materialia*. 2025. V. 269. Art. N 116902. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2025.116902.
9. Brink T., Langenohl L., Bishara H., Dehm G. // *Physical Review B*. 2023. V. 107. Art. N 054103. DOI: 10.1103/PhysRevB.107.054103.
10. Starikov S., Abbass A., Drautz R., Mrovec M. // *Acta Materialia*. 2023. V. 26. Art. N 119399. DOI: 10.1016/j.actamat.2023.119399.
11. Tang M., Carter W.C., Cannon R.M. // *Physical Review B*. 2006. 73. Art. 024102. DOI: 10.1103/PhysRevB.73.024102.
12. Frolov T., Mishin Y. // *Physical Review B*. 2015. V. 143. Art. N 044706. DOI: 10.1063/1.
13. Straumal B., Mazilkin A.A., Baretzky B. // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2016. V. 20. N 25. P. 247-256. DOI: 10.1016/j.cossms.2016.05.006.

ПРОНИКАНИЕ НИКЕЛЯ ПО ДВОЙНИКОВОЙ ГРАНИЦЕ В БИКРИСТАЛЛЕ ВОЛЬФРАМА

Сурсаева В.Г., Кийко В.М.*

Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка, Россия

** kiiko@issp.ac.ru*

Одним из основных механизмов упрочнения материалов является двойникование.

Известно, что двойниковой границей в ОЦК металле является граница наклона $\langle 110 \rangle$ с углом разориентации между зёрнами 70° и плоскостью залегания границы (112), которая характеризуется максимальным числом совпадающих узлов по границе в этой плоскости, обратная доля совпадающих узлов в ней $\Sigma=3$.

Известно, что хрупкость тугоплавких металлов в значительной степени зависит от примесей внедрения (углерода, кислорода, азота), которые вследствие низкой растворимости выделяются по границам зерен в виде карбидов и оксидов [1]. Сегрегация примесей замещения по границам зерен не всегда приводит к выделению частиц второй фазы [2].

В работах [3, 4] исследована система W-Ni и обнаружено что в процессе отжига при 1600°C расплавленный никель проникает по границам зерен (смачивает их) неодинаково. Наблюдается явная зависимость степени смачивания от угла разориентации между соседними зёрнами. Показано, что полностью смоченными являются большеугловые границы, а несмоченными – малоугловые (с углами разориентации менее 15°). Остальные границы демонстрируют частичное смачивание.

С целью исследовать роль границ зерен в процессе спекания вольфрама с никелем нами экспериментально смоделирован процесс проникания никеля в вольфраме по двойниковой границе, которая является границей наклона $\langle 110 \rangle$ с углом разориентации 70° .

Методом зонной плавки были изготовлены цилиндрический монокристалл из чистого вольфрама длиной 100 мм и диаметром 10 мм с ориентацией оси роста [110], а также цилиндрический бикристалл длиной 100 мм и диаметром 10 мм с границей наклона [110], углом разориентации 70° и плоскостью залегания границы (112). Заготовку из вольфрама и затравочный моно- или бикристалл устанавливали соосно, их концы приводили в соприкосновение и сплавляли. Расплавленная зона между заготовкой и затравочным кристаллом удерживалась силой поверхностного натяжения. После сплавления она начинала продвигаться в сторону заготовки. По мере продвижения расплавленной зоны растущие моно- или бикристалл приобретали кристаллографическую ориентацию затравочных кристаллов по принципу ориентационного соответствия.

Из цилиндрических бикристаллов вырезали образцы высотой 2,5 мм. Образцы с кусочком твердого никеля на поверхности нагревали в вакууме при 1550°C до образования расплавленного слоя никеля толщиной 1 мм. Далее образцы отжигали при температуре 1600°C , превышающей температуру эвтектики W-Ni (1495°C), в течение 1 ч в вакууме 10 Па.

Затем образцы разрезали вдоль вертикальной оси. Методом сканирующей электронной микроскопии с помощью микроскопа CamScan MV230 (VEGA TS 5130MM), оснащенного энергодисперсионным микроанализатором, изучали структуру и распределение содержания никеля и вольфрама в области границы зерна, а также в окрестности границы зерна.

Никель проникал в границу зерна из макроскопической жидкой капли, напавленной на поверхность образца вольфрама. Поскольку в процессе отжига атомы диффундируют вдоль границы зерен значительно быстрее, чем в объем, то вдоль границы образуется зона, обогащенная никелем.

Известно, что примеси внедрения вызывают разрушение по границам зерен [5, 6]. В настоящей работе установлено, что никель, проникая в бикристалл вольфрама по зеренной границе, приводит к образованию трещины вдоль границы зерна, которая инициирует образование трещин вдоль плоскостей спайности в зерне вольфрама

(Рисунок 1). Распределение вольфрама и никеля вдоль и поперёк трещин показано на Рисунке 2. Исследования проводили на бикристалле с углом разориентации 70° . Под закристаллизованным слоем никеля на границе обнаружена конусообразная канавка. Ее ширина уменьшается от 50 мкм межфазной поверхности до 20 мкм на расстоянии 80 мкм от этой поверхности. Мы предположили, что это трещина. На это указывает элементный состав этой области: 71% кислорода и только 17% вольфрама и 3% никеля.

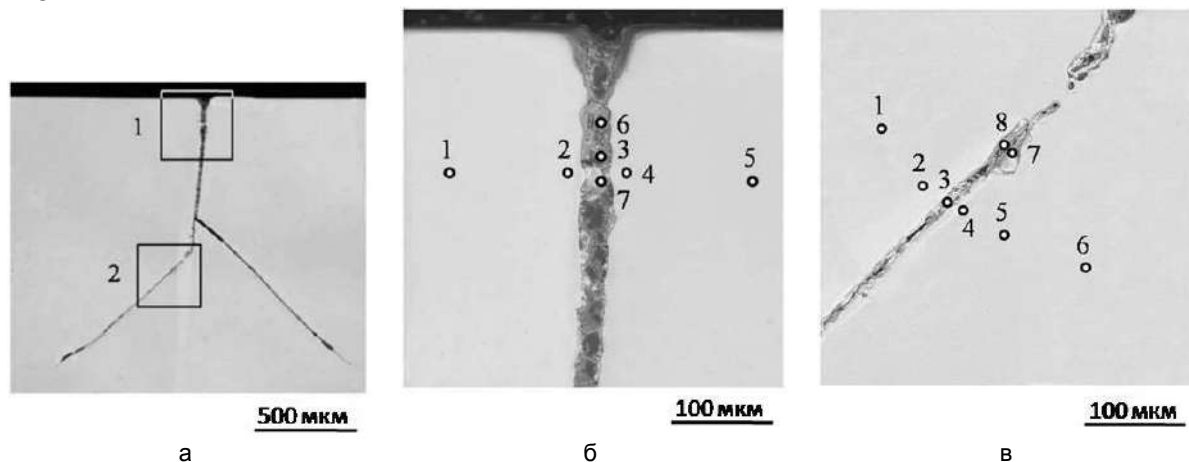


Рисунок 1 – Поперечное сечение бикристалла вольфрама с трещиной по границе зерен – область 1 и вдоль плоскости спайности – область 2 (а); на б и в – области 1 и 2 в увеличенном масштабе

Наше предположение находит подтверждение в работах [7, 8], в которых экспериментально установлено, что процесс диффузионного проникания никеля вдоль границы зерна приводит к фазовому переходу предсмачивания по границе, за которым следует ускоренная диффузия вдоль области предсмачивания границы и увеличение длины этой области. Авторы [8] предположили, что при ускоренной диффузии образуется избыток атомов никеля и вольфрама на границе, который приводит к увеличению напряжения вдоль границы. Высокие растягивающие напряжения в конце зоны проникания никеля вызывают зарождение и распространение трещины, которая приводит к хрупкому разрушению. Такая трещина быстро наполняется жидким никелем, и процесс вновь повторяется: диффузия никеля, возникновение напряжений, образование трещины и т.д.

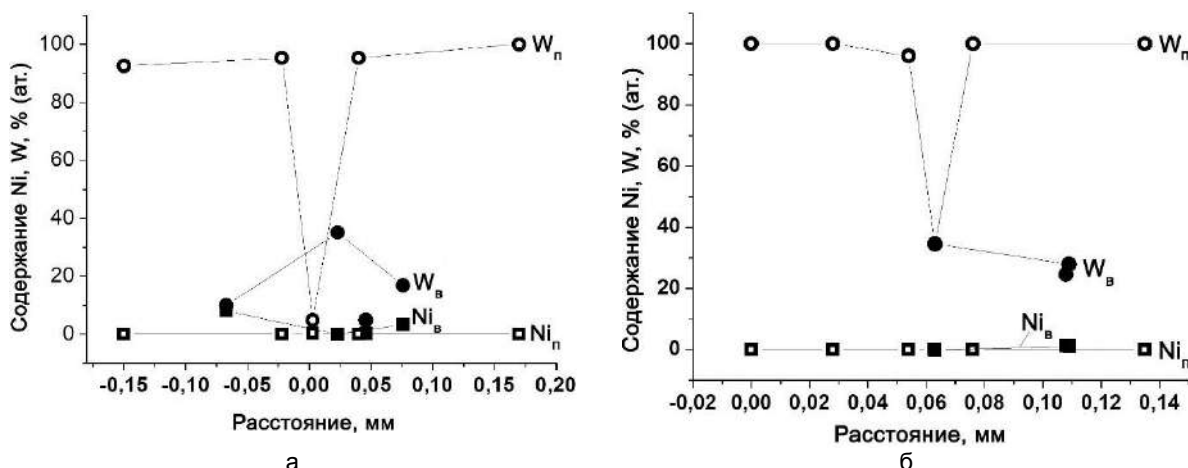


Рисунок 2 – Распределение содержания никеля и вольфрама вдоль (Ni_b , W_b) и поперек (Ni_n , W_n) трещины по границе зерен в бикристалле вольфрама (а), а также трещины по плоскости спайности в зерне вольфрама (б)

Процесс проникания никеля по границам в бикристалле вольфрама в процессе отжига при 1600°C в течение 1 ч заканчивается на стадии сегрегации никеля по границе. Двойниковая граница относится к границам с упорядоченной структурой и с

низкой зернограницной энергией, поэтому перемещение атомов никеля вдоль границы затруднено и термодинамически не выгодно.

Работа выполнена за счет средств бюджета Института физики твердого тела РАН.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Zhang G., Chen G., Panwisawas C., Teng X., Ma Y., An R., Huang Y., Cao J., Leng X. First-principles study of oxygen segregation and its effect on the embrittlement of molybdenum symmetrical tilt grain boundaries // *Acta Materialia*. 2023. V. 261. Art. N 119387. DOI: 10.1016/j.actamat.2023.119387.
2. Sevikar S.V., Muralikrishna G.M., Gaertner D.S.S., Brink T., Scheiber D., Smirnova D., Irmer D., Tas B., Esin V.A., Razumovskiy V.I., Liebscher C.H., Wilde G., Divinski S.V. Grain boundary diffusion and segregation of Cr in Ni bicrystals: decoding the role of grain boundary defects // *Acta Materialia*. 2024. V. 278. Art. N 120229. DOI: 10.1016/j.actamat.2024.120229.
3. Glebovsky V., Straumal B., Semenov V., Sursaeva V., Gust W. // *Proc. 13th Intern. Plansee Seminar'93 (Reutte, Tirol, Austria, 24–28 May, 1993)*. V. 1. P. 429–441.
4. Glebovsky V.G., Straumal B. B., Semenov V.N., Sursaeva V.G., Gust W. // *High Temperature Materials and Processes*. 1994. V. 13. N 3. P. 67–73.
5. Sursaeva V.G., Glebovsky V.G., Shulga Yu.M., Schvindlerman L.S. Strength of individual special tilt and twist boundaries in molybdenum bicrystals // *Scripta Metallurgica*. 1985. V. 19. N 4. P. 411–414.
6. Сурсаева В.Г., Глебовский В.Г., Семенов В.Н., Копецкий Ч.В., Шульга Ю.М., Швиндлерман Л.С. Прочность межзеренных границ наклона и кручения в бикристаллах молибдена // *Физика металлов и металловедение*. 1985. Т. 59. № 4. С. 807–814.
7. Lei T., Hessong E.C., Fields B., Thiriaux R.P., Gianola D.S., Rupert T.J. Bulk nanocrystalline Al–Mg–Y alloys with amorphous grain boundary complexions display high strength and compressive plasticity // *Journal of Materials Science*. 2025. V. 60. P. 18486–18501. DOI: 10.1007/s10853-025-11328-0.
8. Klinger L., Rabkin E. Strains and stresses caused by penetrative wetting of grain boundaries by the liquid phase // *Scripta Materialia*. 2010. V. 62. P. 918–923. DOI: 10.1016/j.scriptamat. 2010.02.029.

**БИОСОВМЕСТИМЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВОВ
Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr**

Озеров М.С.* , Воропаева Е.А., Соколовский В.С., Надеждин С.В.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия*

**ozarov@bsuedu.ru*

Потенциальное использование титановых сплавов в качестве имплантатов накладывает довольно строгие ограничения на возможные системы легирования, ограничивая добавление элементов, вредных для человеческого организма [1]. Хотя сплав Ti-6Al-4V остается широко используемым ортопедическим материалом, он содержит ванадий (считающийся токсичным) и алюминий (связанный с неврологическими и генотоксическими эффектами) [2–4]. Известно, что для обеспечения необходимой прочности без ущерба для биосовместимости титановые сплавы для медицинских целей легируются элементами, безвредными для человеческого организма, такими как Nb, Zr, Ta и др. [5, 6]. Ряд исследований показал, что среднеэнтропийный эквиатомный сплав системы Ti-Nb-Zr, элементы которого являются одними из наиболее биосовместимых для человеческого организма, является очень перспективным материалом для использования в ортопедической хирургии в виде костных имплантатов благодаря сочетанию высокой прочности и пластичности [5, 7]. Также было отмечено, что одним из наиболее важных положительных факторов для сплавов Ti-Nb-Zr является значительно более низкий модуль упругости по сравнению со сплавом Ti-6Al-4V и другими биомедицинскими сплавами, что является крайне важным условием для ортопедических имплантатов, поскольку большая разница между модулями упругости материала имплантата и кости может привести к неправильному распределению нагрузки из-за «жесткости» конструкции и последующему расшатыванию имплантата [8, 9]. Таким образом, было показано, что эквиатомный сплав TiNbZr имеет значительно более низкие значения модуля Юнга [5, 10] по сравнению со сплавом Ti-6Al-4V, медицинскими сплавами на основе системы Co-Cr и нержавеющей сталью, что является одним из наиболее важных факторов его использования в качестве материала для имплантатов [11]. Недавние исследования также показали отличную биосовместимость не только сплавов системы Ti-Nb-Zr [12, 13], но и металломатричных композитов (ММК) на основе эквиатомного сплава TiNbZr, армированного боридами [14–16]. Важно отметить, что результаты недавних исследований [14–16] показали, что введение армирующих волокон (Ti,Nb)B в эквиатомную матрицу TiNbZr позволяет значительно повысить прочность без существенного увеличения значений модуля Юнга, а также достичь высокой коррозионной стойкости, износостойкости и биосовместимости полученных композитов TiNbZr/(Ti,Nb)B. С другой стороны, эквиатомная матрица TiNbZr, использованная в работах [14–16], вносила ограниченный вклад в прочность, а достижение высоких значений прочности за счет присутствия волокон (Ti,Nb)B сопровождалось нежелательным снижением пластичности композитов TiNbZr/(Ti,Nb)B. Таким образом, для поиска возможностей дальнейшего улучшения механических свойств таких композитов и повышения баланса прочности и пластичности, очевидно, необходимо улучшить характеристики и свойства матричного материала. Известные биомедицинские сплавы Ti13Nb13Zr [17] и Ti18Nb8Zr [18] обладают высокими значениями пластичности и низкими значениями модуля Юнга. В настоящее время результаты исследований ММК с двухфазными матрицами Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr не представлены в научной литературе, что определяет несомненную научную новизну этих разработок. В данной работе проведено исследование композитов на основе сплавов Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr с двухфазной структурой, упрочненных частицами борида.

Слитки ММК (~60 г) были получены методом вакуумно-дугового переплава с использованием металлических гранул Ti, Nb и Zr (чистота $\geq 99,9$ мас.%) с различным количеством металлического порошка TiB₂ (чистота $\geq 99,9$ мас.%). Весовые соотношения Ti, Nb и Zr в исходных шихтах составляли 74:13:13 (сплав А) и 74:18:8

(сплав В). Содержание TiB_2 в исходных шихтах составляло 0,7 и 2,0 мас.%; соответственно — далее обозначаемые как сплав А-0,7, сплав А-2,0, сплав В-0,7 и сплав В-2,0. Для сравнения тем же методом были получены неармированные сплавы $Ti13Nb13Zr$ и $Ti18Nb8Zr$.

Микроструктуры неармированных сплавов $Ti13Nb13Zr$ и $Ti18Nb8Zr$ показаны на рисунках 1а-б. Они содержат мелкодисперсный игольчатый α -мартенсит - тонкие субмикронные пластинки, внедренные в β -матрицу. Микроструктура полученных литых композитов состоит из аналогичных двухфазных $\alpha+\beta$ матриц $Ti13Nb13Zr$ и $Ti18Nb8Zr$, а также множества хаотично расположенных волокон $(Ti,Nb)B$ боридов в матрице (впервые показано в [14]), доля которых повышается с увеличением количества TiB_2 в исходной шихте (Рисунок 1в-е).

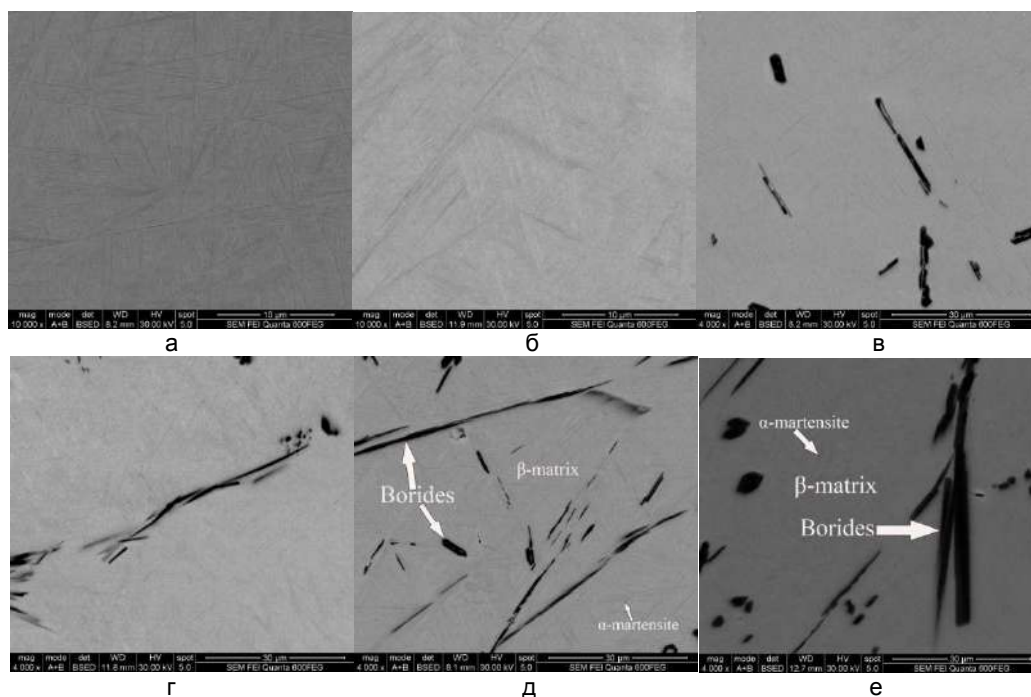


Рисунок 1 - Исходные микроструктуры неармированных сплавов $Ti13Nb13Zr$ (а) и $Ti18Nb8Zr$ (б), а также сплавов А-0,7 (в), В-0,7 (г), А-2,0 (д) и В-2,0 (е), изображения SEM-BSE

Введение боридов в двухфазную матрицу сплава $Ti13Nb13Zr$ существенно повлияло на механические свойства литых ММК (Рисунок 2). Неармированный сплав $Ti13Nb13Zr$ показал предел текучести 600 МПа и относительное удлинение 21 %. Образец сплава А-0,7 продемонстрировал незначительное увеличение предела текучести до 620 МПа и снижение относительного удлинения до 3,6 %. Повышение содержания армирующего компонента TiB_2 до 2 мас. % (сплав А-2,0) привело к наиболее значительному увеличению прочностных свойств композита (предел текучести составил 720 МПа) и снижению пластичности - относительного удлинения на 0,5 %. В то же время, неармированный сплав $Ti18Nb8Zr$ показал предел текучести 560 МПа и пластичность 15 %. Введение 0,7 мас. % TiB_2 (сплав В-0,7) в матрицу сплава $Ti18Nb8Zr$ привело к увеличению предела текучести до 615 МПа и снижению пластичности до 6 %. Сплав В-2,0 показал предел текучести 750 МПа и относительное удлинение 0,3 %.

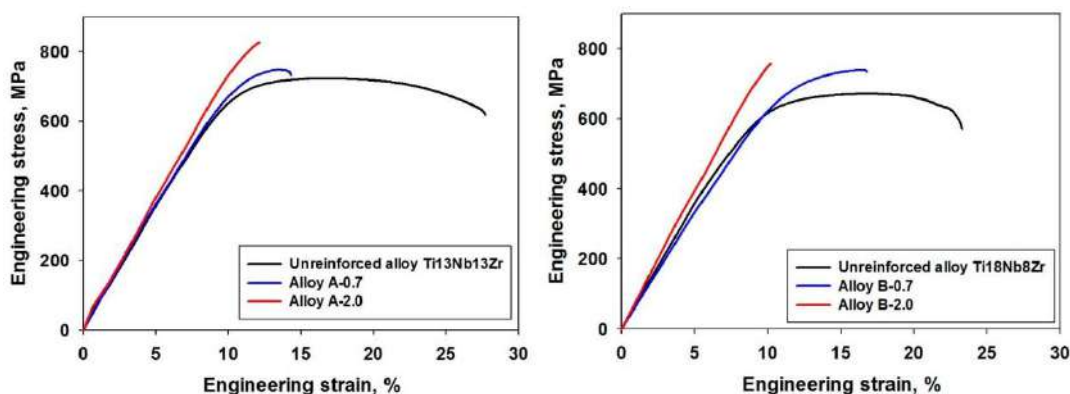


Рисунок 2 - Кривые напряжение-деформация, полученные в ходе растяжения ММК при 20°C

Значения модуля Юнга, измеренные методом резонансных частот, для неармированных сплавов Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr составили 75,5 и 76,5 ГПа, соответственно. Значения модуля Юнга для композитов незначительно увеличились и составили 75,7, 80,3 и 76,8, 81,3 ГПа для сплавов A-0,7, A-2,0 и B-0,7, B-2,0, соответственно.

При оценке цитотоксичности сплавов и ММК методом прямого контакта было установлено, что неармированные сплавы Ti-13Nb-13Zr и Ti-18Nb-8Zr обладают цитотоксическим эффектом, что может быть обусловлено влиянием Zr. Стоит отметить, что данные сплавы не вызывают полной гибели клеток, а лишь влияют на клеточный метаболизм и незначительно снижают жизнеспособность клеток клона NCTC 929, что проявляется в отсутствии сформированного плотного клеточного слоя. Образцы сплавов A-0,7, A-2,0, B-0,7 и B-2,0 не проявляют цитотоксичности. Следует отметить, что наиболее плотный слой клеток формировался в экспериментальных группах при контакте со сплавом B-0,7 и сплавом B-2,0, которые оказывают стимулирующее воздействие на метаболизм и жизнеспособность клеток.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00476-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00476/>

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Zhang, L.C., Chen, L.Y.: A Review on Biomedical Titanium Alloys: Recent Progress and Prospect. *Adv. Eng. Mater.* 21, 1801215 (2019).
2. Okazaki, Y.: A new Ti-15Zr-4Nb-4Ta alloy for medical applications. *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci.* 5, 45-53 (2001)
3. Flaten, T.P.: Aluminium as a risk factor in Alz-heimer's disease, with emphasis on drinking water. *Brain Res. Bull.* 55, 187–196 (2001).
4. Lima, P.D., Vasconcellos, M.C., Montenegro, R.C., Bahia, M.O., Costa, E.T., Antunes, L.M.: Genotoxic effects of aluminum, iron and manganese in human cells and experimental systems: A review of the literature. *Hum. Exp. Toxicol.* 30, 1435–1444 (2011).
5. Ozan, S., Lin, J., Li, Y., Ipek, R., Wen, C.: Development of Ti–Nb–Zr alloys with high elastic admissible strain for temporary orthopedic devices. *Acta Biomater.* 20, 176–187 (2015).
6. Laheurte, P., Prima, F., Eberhardt, A., Gloriant, T., Wary, M., Patoor, E.: Mechanical properties of low modulus β titanium alloys designed from the electronic approach. *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* 3, 565–573 (2010).
7. Senkov, O.N., Rao, S., Chaput, K.J., Woodward, C.: Compositional effect on microstructure and properties of NbTiZr-based complex concentrated alloys. *Acta Mater.* 151, 201–215 (2018).
8. Black, J.: *Biological Performance of Materials, Fundamentals of Biocompatibility.* CRC Taylor & Francis: Boca Raton, FL, USA (2006).
9. Huiskes, R., Weinans, H., Vanrietbergen, B.: The relationship between stress shielding and bone-resorption around total hip stems and the effects of flexible materials. *Clin. Orthop. Relat. Res.* 274, 124–134 (1992).

10. Meng, Q., Guo, S., Liu, Q., Hu, L., Zhao, X.: A β -type TiNbZr alloy with low modulus and high strength for biomedical applications. *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.* 24, 157–162 (2014).
11. Geetha, M., Singh, A.K., Asokamani, R., Gogia, A.K.: Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants—A review. *Prog. Mater. Sci.* 54, 397–425 (2009).
12. Mishchenko, O., Ovchynnykov, O., Kapustian, O., Pogorielov, M.: New Zr-Ti-Nb Alloy for Medical Application: Development, Chemical and Mechanical Properties, and Biocompatibility. *Materials* 13, 1306 (2020).
13. Aguilar Maya, A.E., Grana, D.R., Hazarabedian, A., Kokubu, G.A., Luppo, M.I., Vigna, G.: Zr–Ti–Nb porous alloys for biomedical application. *Mater. Sci. Eng. C* 32, 321–329 (2012).
14. Ozerov, M., Sokolovsky, V., Nadezhdin, S., Zubareva, E., Zherebtsova, N., Stepanov, N., Huang, L., Zherebtsov, S.: Microstructure and mechanical properties of medium-entropy TiNbZr alloy-based composites, reinforced with boride particles. *J. Alloys Compd.* 938, 168512 (2023).
15. Ozerov, M., Sokolovsky, V., Yurchenko, N., Astakhov, I., Povolyaeva, E., Plekhov, O., Tagirov, D., Stepanov, N., Zherebtsov, S.: Effect of Cold Rolling on Microstructure and Mechanical Properties of a Cast TiNbZr-Based Composite Reinforced with Borides. *Metals* 14, 104 (2024).
16. Ozerov, M., Sokolovsky, V., Gazizova, M., Povolyaeva, E., Tagirov, D., Yapyntsev, M., Yunusov, F., Nadezhdin, S.: Biocompatibility, Corrosion Resistance, and Wear Resistance of TiNbZr-Based Composites Reinforced with Borides. *Metals* 15(3), 240 (2025).
17. Hoppe, V., Szymczyk-Ziółkowska, P., Rusinska, M., Dybała, B., Poradowski, D., Janeczek, M.: Assessment of Mechanical, Chemical, and Biological Properties of Ti-Nb-Zr Alloy for Medical Applications. *Materials* 14, 126 (2021).
18. Zhang, J., Sun, F., Hao, Y., Gozdecki, N., Lebrun, E., Vermaut, P., Portier, R., Gloriant, T., Laheurte, P., Prima, F.: Influence of equiatomic Zr/Nb substitution on superelastic behavior of Ti–Nb–Zr alloy. *Mater. Sci. Eng. A* 563, 78–85 (2013).

**НОВЫЙ ПОДХОД К МУЛЬТИМАСШТАБНЫМ ИССЛЕДОВАНИЯМ
ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
ДРЕВЕСИНЫ НА УРОВНЕ ОТ НАНО- ДО МАКРО-, ОСУЩЕСТВЛЯЕМЫЙ МЕТОДАМИ
НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ И НЕПРЕРЫВНОГО ЦИФРОВОГО СКРЕТЧИНГА**

**Тюрин А.И.* , Коренков В.В., Юнак М.А., Тюрин В.А., Самодуров А.А.,
Верещагин С.Ю., Родаев В.В.**

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

**tyurinalexander@yandex.ru*

Как известно, древесина представляет собой сложным образом структурированный высокопористый волокнистый природный полимерный материал, который широко применяется в самых разнообразных сферах практической деятельности. Традиционно древесина используется в качестве строительных и отделочных материалов, а также при изготовлении тары, бумаги, мебели, спичек, музыкальных инструментов и т.д. [1-4]. В последнее время разрабатываются новые направления использования древесины и ее производных - для изготовления пьезоэлектрических материалов, датчиков, очистки и опреснения воды, хранения энергии, электромагнитного экранирования и др. [3]. Такой широкий интерес и многообразие направлений применения древесины обусловлены ее сложным иерархическим строением и уникальными свойствами.

В самой иерархии структуры древесины обычно принято выделять несколько уровней – атомно-молекулярный, наноуровень (нанокристаллы, нанофибриллы), микроуровень (микроволокна, клеточные стенки), мезоуровень (клетки, крупные сосуды, радиальные лучи и др.) и макроуровень (годовые кольца, макроскопические структурные дефекты, трещины и т.д.) [5, 6]. Именно они и формируют все разнообразие и уникальность практически важных свойств древесины.

Возросший в последнее время интерес к практическому использованию древесины особенно в новых областях применения стимулирует более интенсивное изучение ее структуры и свойств. Для этого широко применяют как традиционные, так и новые современные методы исследования - оптическую микроскопию [7], сканирующую и просвечивающую электронную микроскопию [8], ближнюю ИК-спектроскопию [9], Рамановскую спектроскопию [10], рентгеновскую дифрактометрию и томографию [11], динамический механический анализ (ДМА), бесконтактные методы атомно-силовой микроскопии, классическое наоиндентирование [4, 12-14] и его динамические моды с использованием режима непрерывного измерения жесткости CSM (continuous stiffness measurement) [15-17], скретч-тестирование [18, 19] и др. Это позволило получить много информации об макро-, микро- и наномасштабных особенностях структуры и разнообразных свойств древесины (биологических, химических, физических, механических и др. [3, 4, 12, 14]). При этом для многих практических применений как правило именно физико-механические свойства древесины играют определяющую роль.

Макроскопические физико-механические свойства различных пород деревьев, как правило изучены достаточно подробно, при этом значительно меньшее внимание уделяется мультимасштабным исследованиям физико-механических свойств особенно - во взаимосвязи с ее структурой на разных иерархических уровнях (от уровня размера клеточных стенок и ее составляющих - нано- и микроуровень, до размера ряда годовых колец - макроуровень), и практически отсутствует такая информация при исследовании образцов одной и той же породы древесины полученная с применением одинаковых или схожих методик и подходов. А именно это представляет достаточно большой интерес для понимания процесса формирования макромеханических свойств древесины через свойства отдельных элементов структуры на уровнях от размера клеточных стенок (нано- и микроуровень) до размера ряда годовых колец (макроуровень).

Поэтому цель работы заключалась в проведении мультимасштабных исследований физико-механических свойств древесины на уровнях от нано- до макро-,

выявлении размерных эффектов в механических свойствах и установлении возможных микромеханизмов локального деформирования.

В качестве объектов исследования были выбраны типичные примеры ряда хвойных и лиственных пород деревьев (сосна обыкновенная - *Pinus sylvestris* L., 53 летнего возраста; ель европейская - *Picea abies*, 90 летнего возраста; дуб черешчатый - *Quercus robur*, 90 летнего возраста; липа мелколистная - *Tilia cordata*, 70 летнего возраста; береза повислая - *Betula pendula*, 55 летнего возраста и др.). Образцы были получены в 2021 г. со спилов деревьев из Вернадского лесничества Тамбовской области, Россия (Цнинский лесной массив).

Для исследования мультимасштабных физико-механических свойств были применены методики нано-, микро- и макроиндентирования [4, 19-23], скретч-тестирования [18, 19], а для изучения вязко-упругих свойств – динамические моды наноиндентирования (CSM) [15-17] и методики динамического механического анализа (ДМА) [24, 25].

Для проведения исследований из поперечных спилов древесины, предварительно высушенных до влажности 8% выпиливали образцы необходимых размеров, которые затем подвергались механической шлифовке и полировке при помощи шлифовально-полировального комплекса (Buhler, USA). Для оценки степени обработки образцов использовали сканирующий зондовый микроскоп diInnova SPM (Veeco-Digital Instruments, USA). Полученные после обработки значения шероховатости поверхности R_a не превышали 250 - 300 нм. Для анализа микроструктуры древесины использовали сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) Tescan Vega 3 (Tescan, Czech Republic). Для этого проводили дополнительную подготовку образцов путем поперечного среза поверхностного слоя древесины толщиной в несколько десятков микрометров при помощи санного микротомы Slide 4004M PFM (Pfmmedical, Germany). Для определения прочностных и вязкоупругих свойств древесины использовали нано-, микро- и макротвердомеры (нано трибоиндентометр TI950 TriboIndenter, Hysitron, США; наноиндентометр G200, MTS NanoInstruments, США; твердомер Duramin-A300, Struers, Дания); скретч-тестер Скретч-НИ-Дендро (собственная разработка коллектива) и динамомеханический спектрометр DMS 6100 (SII Nano Technology Inc., Japan), позволяющие проводить исследования в широком диапазоне нагрузок и глубин индентирования, а вязкоупругих свойств в диапазоне частот f (от 0.01 до 200 Гц) и амплитуд A (от единиц до десятком нм – методика CSM, до 5 - 100 мкм – методика ДМА) зондирующих колебаний.

В результате проведенных экспериментальных исследований методами наноиндентирования и непрерывного цифрового скретчинга изучены физико-механические свойства древесины на уровне от нано- до макро-. Получены радиальные зависимости ряда физико-механических свойств (твердость, модуль Юнга, индекс пластичности, индекс вязкости и параметр, описывающий сопротивление пластической деформации). Показано, что в радиальных зависимостях наблюдается периодичность механических свойств, как при относительно низких, так и при высоких испытательных нагрузках. При этом минимальные значения твердости и модуля Юнга соответствуют свойствам ранней древесины, а максимальные поздней. Границы изменений локальных физико-механических свойств совпадают с границами годовых колец и зон ранней, переходной и поздней древесины внутри годового кольца. Показано, что анализ радиальных зависимостей локальных физико-механических свойств может служить основой нового метода выявления и разделения зон ранней, переходной и поздней древесины внутри годового кольца роста.

Выявлены размерные эффекты в твердости при индентировании древесины в диапазоне от нано- до макро-. Они заключаются в существенном уменьшении твердости с ростом глубины пластического отпечатка. Показано, что при увеличении латерального размера отпечатка d от 200-300 нм и максимальной нагрузки, приложенной к индентору P_{max} от 50 мкН до 1-7 мм и 2-3 кН соответственно, величина твердости уменьшается примерно в 4 – 10 (в зависимости от типа древесины). При этом в ходе зависимостей твердости от глубины отпечатка можно выделить несколько различных стадий. При минимальных нагрузках размер отпечатка примерно в 10-30 раз меньше толщины клеточной стенки, а при максимальной -

соответствует размерам нескольких годовых колец в структуре древесины. Таким образом показано, что твердость клеточной стенки до 4-10 раз превышает макротвердость древесины. При этом несмотря на существенное различие в толщине, клеточные стенки ранней и поздней древесины имеют сопоставимые значения твердости и модуля Юнга.

Проведен активационный анализ и определены активационные параметры процессов локального деформирования материала под индентором на разных этапах формирования отпечатка в ранней и поздней древесине лиственных и хвойных пород. На основании полученных значений активационных параметров предложены возможные микромеханизмы локального деформирования.

Методами наноиндентирования в режиме CSM и ДМА проведены систематические исследования вязкоупругих свойств древесины разных пород. Методами CSM установлено, что влияние гармонических осцилляций тем больше, чем мягче и пластичнее материал. Методами ДМА установлено, что модуль упругости в диапазоне частот от 0,01 до 20 Гц имеет тенденцию монотонного возрастания с ростом частоты, после чего наблюдается его снижение, как для хвойной, так и для лиственной древесины. Показано, что демпфирующая способность древесины лиственных пород (в исследуемом диапазоне частот) ухудшается с ростом частоты зондирующих осцилляций.

Исследование проведено при поддержке Российского научного фонда (грант № 23-16-00231-П, <https://rscf.ru/project/23-16-00231-П/>). (разработка метода сертч-теста, анализ полученных данных и климатические исследования) и государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, тема FEMG-2025-0008, рег. № 125121014120-6 (экспериментальная апробация методики).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. X. Zhang, L. Li, F. Xu // Forests. 2022. V. 13, a.n. 439.
2. L. Gurau, M. Campean, E.-A. Salca // Appl. Sci. 2024. V. 14, a.n. 5800.
3. Z. Fu, Y. Lu, G. Wu et al. // Progress in Materials Science. 2025. V. 147. a.n. 101354.
4. Y.I. Golovin, A.A. Gusev, D.Y. Golovin, S.M. Matveev, A.I. Tyurin et al. // Biores. & Bioprod. V. 8. P. 246-264.
5. S. He, X. Zhao, E. Q. Wang et al. // Annu. Rev. Mater. Res. 2023. V. 53. P. 195-223.
6. F. Ruffinatto, F. Negro, A. Crivellaro // Forests. 2023. V. 14. a.m. 644.
7. F. Ruffinatto, A. Crivellaro, A.C. Wiedenhoeft // IAWA J. 2015. V. 36. P. 208-241.
8. M. Reza, E. Kontturi, A.-S. Jääskeläinen et al. // BioResources. 2015. V. 10. P. 6230.
9. S. Tsuchikawa, H. Kobori // J. Wood Sci. 2015. V. 61. P. 213-220.
10. V. A. Gerasimov, A. M. Gurovich, D. K. Kostrin et al. // J. Phys.: Conference Series. 2016. V. 741. a.n. 012131.
11. K. Kobayashi, S.-W. Hwang, T. Okochi et al. // J. Cult. Herit. 2019. V. 38. P. 88-93.
12. O. Erazo, J. E. Jakes, N. Plaza et al. // Forests. 2023. V. 14. a.n. 1900.
13. Y.I. Golovin // Phys. Sol. State. 2021. V. 63. P. 1-41.
14. Y.I. Golovin, A.A. Samodurov, A.A. Gusev, A.I. Tyurin, D.Y. Golovin et al. // Nanobiotech. Rep. 2023. V. 18. P. 429-442.
15. T. Zhang, S. L. Bai, Y. F. Zhang, B. Thibaut // Wood Sci. Technol. 2012. V. 46. P. 1003-1016.
16. P. Sudharshan Phani, W. C. Oliver, G. M. Pharr // J. Mater. Res. 2021. V. 36(11). P. 2138-2153.
17. J. Hay, P. Agee, E. Herbert // Experim. Tech. 2010. V. 34. P. 86-94.
18. A.A. Samodurov, A.I. Tyurin, M.A. Yunak et al. // Dendrochronologia. 2026. V. 95. a.n. 126464.

19. Тюрин А.И., Самодуров А.А., Тюрин В.А. и др. // Российские нанотехнологии. 2025. Т. 20. № 1. С. 59-70.
20. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // ФТТ. 1996. № 6. С. 1812.
21. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Тюрин А.И. и др.// ФТТ. 2003. Т. 45. № 7. С. 1209-1212.
22. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // Известия РАН. Сер. физическая. 1995. Т. 59. № 10. С. 49.
23. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Коренков В.В., Тюрин А.И. // ПЖТФ. 1997. Т. 23. № 16. С. 15-19.
24. K. P. Menard. Dynamic Mechanical Analysis: a Practical Introduction. CRC Press: Boca Raton, 1999. 205 p.
25. Тюрин А.И., Коренков В.В., Юнак М.А. и др. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2025. № 10. С. 107-114.

КАРТИРОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТОРЦЕВЫХ СПИЛОВ ДРЕВЕСИНЫ ХВОЙНЫХ ПОРОД МЕТОДОМ СКРЕТЧ-ТЕСТА ДЛЯ ЗАДАЧ ДЕНДРОХРОНОЛОГИИ И ДЕНДРОКЛИМАТОЛОГИИ

Самодуров А.А., Тюрин А.И.*, Коренков В.В., Родаев В.В., Тюрин В.А.
Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
*tyurinalexander@yandex.ru, samsasha@yandex.ru

Древесина представляет собой сложноструктурированный высокоупорядоченный природный полимерный материал, который широко применяется как в инженерных областях в качестве строительного и отделочного материала, а также материала для изготовления мебели, музыкальных инструментов, упаковочной тары и т.д., так и в ряде фундаментальных наук, например, таких как дендрохронология и ее смежные дисциплины. Свойства древесины, и в первую очередь ее физико-механические характеристики, определяются ее природой и сложной структурой на разных масштабных уровнях (от нано- до макро-) [1]. Однако несмотря на большую историю использования древесины и хорошо изученные ее макроскопические свойства, нано- и микромасштабные исследования механических свойств древесины развиты в меньшей степени, а информация о свойствах в микро- и субмиллиметровых масштабах ограничена [1-6], несмотря на то, что существующие методы исследования (оптические [2-6], синхротронное излучение [7], ядерный магнитный резонанс [8], рентгено-денситометрические [9-12] и др. [13, 14]) позволяют оценить качественные и количественные свойства древесины, ее происхождение и состояние, а также внести значительный вклад в изучение тонких деталей внутреннего строения. При этом многие весьма информативные современные методы, особенно, денситометрические, не лишены ряда недостатков, таких как узконаправленность получаемой информации, специальные требования к подготовке образцов, высокие затраты на оборудование, его громоздкость и т.д. Это стимулирует развитие альтернативных методов исследования древесины, лишенных этих недостатков и имеющих более высокую информативность, лучшее разрешение и производительность, меньшую трудоемкость и стоимость оборудования. К таким методам как раз и относятся методы наноиндентирования [15-18] и скретч-тестирования [19, 20], которые позволяют получать данные о механических свойствах древесины в связи со структурой на разных иерархических уровнях (от уровня единичных клеточных стенок – до уровня ряда годовых колец).

В связи с этим эта работа посвящена развитию метода и аппаратуры для выполнения скретч-тестирования торцевых спилов древесины, а также проведения картирования физико-механических свойств древесины хвойных пород.

Эксперименты проводили на ряде типичных представителей древесины хвойных пород: сосна обыкновенная (*Pinus sylvestris* L.) возрастом 53 года и ель европейская (*Picea abies*) – 90 лет. Образцы представляли собой поперечные срезы (спилы) (рис. 1а) ствола дерева. Их сбор осуществляли в сентябре 2021 года в Вернадском лесном хозяйстве Тамбовской области, Россия. Древесину подвергали сушке до влажности 8%. В качестве климатических данных использовались среднемесячные температуры и месячные суммы осадков для Тамбовской области. Подготовка поверхности и сами исследования проводили на оригинальном оборудовании собственной разработки, основанном на методе скретч-теста [19, 20].

Суть метода заключалась в царапании образца спила вдоль множества радиальных направлений с фиксированным углом между ними и одновременной регистрацией нормальной компоненты силы, действующей на зонд (рис. 1б). Эта сила определяется механическими свойствами древесины и геометрическими характеристиками кончика зонда. В качестве зонда в данной работе использовали стандартный индентор Роквелла имевший коническую форму с углом 120° и радиусом закругления в вершине $R = 200$ мкм.

Скретч-тестирование проводили при постоянной глубине погружения зонда d ($d = 20$ мкм) в испытуемый материал. При такой глубине царапания проявляются внутрикольцевые особенности механических свойств древесины, а сама зависимость

нормальной силы имеет осциллирующий характер и достигает значений до $F_{n\_max} = 6$ Н. Фрагмент кривых скретч-теста для образца спила сосны показан на рис. 1в.

Такое осциллирующее поведение F_n при сохранении постоянной глубины царапания d показывает, что механические свойства внутри одного годового кольца отличаются. Величины F_{n_min} и F_{n_max} на кривой характеризуют механические свойства ранней и поздней древесины (РД и ПД). Значения F_{n_min} на всей кривой скретч-теста остаются практически постоянными – разброс не превышает 10%. Это означает, что механические свойства РД примерно одинаковы от кольца к кольцу на всей поверхности спила. В отличие от РД в ПД вариации F_{n_max} больше, но при этом не превышают нескольких десятков процентов.

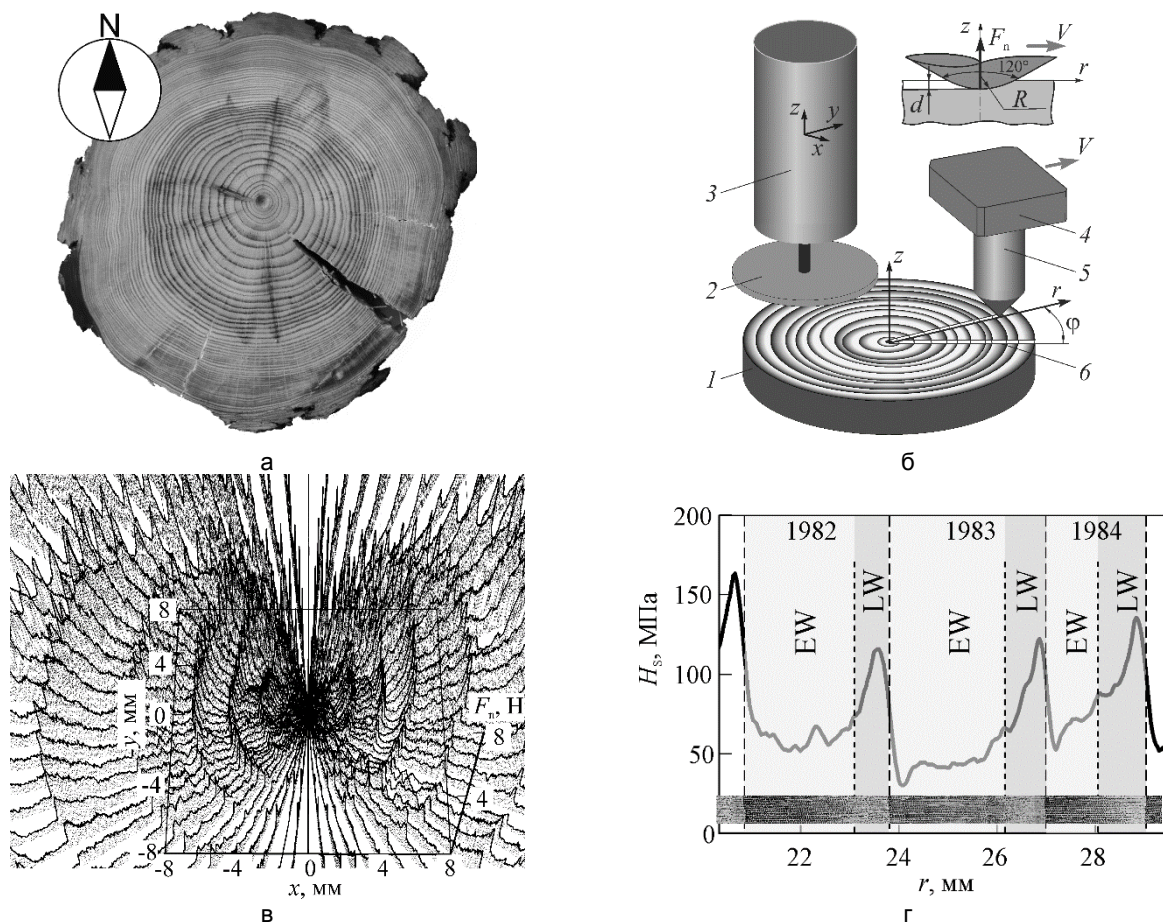


Рисунок 1 – Схема эксперимента и оригинального прибора (а), фотография исследуемого образца (б), зависимость нормальной силы (в) и фрагмент радиальной зависимости твердости $H_s(r)$ (г) при скретч-тестировании образца сосны. 1 – образец (спил дерева), 2 - фреза или торцевой шлифовальный диск, 3 – шпиндель, 4 – датчик силы, 5 – зонд, 6 – царапины на поверхности образца. На врезке рис. 1б – укрупненная схема царапания индентором Берковича

Дальнейшая обработка большого массива первичных данных позволила количественно с разрешением единицы мкм получать локальные данные о физико-механических свойствах, в частности твердости H_s , со всей поверхности спила. Получаемые радиальные зависимости $F_n(r)$ или $H_s(r)$ аналогичны профилям плотности древесины, получаемым методом денситометрии, которые высоко ценятся в задачах дендроклиматологии и дендрозкологии.

Из рис. 1г видно, что механические свойства в РД и ПД существенно отличаются, и по результатам скретч-теста возможно определение ширины годовых колец W . Их границы коррелируют с резкими скачками нормальной силы F_n или твердости H_s при переходе от ПД предыдущего к РД следующего кольца. Значения ширины годовых колец, полученных из скретч-теста, отличаются от полученных оптически (с помощью системы Lintab) не более чем на 3%. Также из кривых скретч-теста в полуавтоматическом режиме можно определить зоны ранней и поздней

древесины (рис. 1г). Сопоставление данных полученных скрет-методом, с климатическими данными места произрастания дерева позволило выявить корреляции параметров годовых колец (ширины, зон ранней и поздней древесины), полученных скрет-методом и климатических факторов. Это позволяет применять их в дендрохронологии и дендроклиматологии. Более того, они обладают более высокой информативностью.

Таким образом в работе предложен и апробирован на древесине ряда хвойных пород новый подход (метод скретч-тестирования) для картирования физико-механических свойств торцевых спилов древесины. С помощью метода скретч-теста построена карта распределения твердости древесины исследуемых пород на всей поверхности торцевого спила и определены параметры годовых колец и особенности внутрикольцевой структуры. Выявлены корреляции параметров годовых колец (ширины, зон ранней и поздней древесины), полученных скрет-методом, с климатическими данными места произрастания дерева. Это позволяет использовать полученные данные в интересах дендрохронологии и дендроклиматологии.

Исследование проведено при поддержке Российского научного фонда (грант № 23-16-00231-П, <https://rscf.ru/project/23-16-00231-П/>) (разработка метода скретч-теста, анализ полученных данных и климатические исследования) и государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, тема FEMG-2025-0008, рег. № 125121014120-6 (экспериментальная апробация методики).

СПИСОК ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Golovin Yu.I., Gusev A.A., Golovin D.Yu. et al. // Journal of Bioresources and Bioproducts. 2023. V. 8. N 3. P. 246.
2. Frank D., Fang K., Fonti P. Dendrochronology: Fundamentals and Innovations. In book: Siegwolf R.T.W., Brooks J.R., Roden J., Saurer M. (Eds.). Stable Isotopes in Tree Rings. Tree Physiology, V. 8. Cham: Springer, 2022. P. 21.
3. Rubino D.L., Baas C. Dating Buildings and Landscapes with Tree-Ring Analysis. London: Routledge, 2019. 422 p.
4. Amoroso M.M., Daniels L.D., Baker P.J., Camarero J.J. (Eds.). Dendroecology. Tree-Ring Analyses Applied to Ecological Studies, V. 231. Cham: Springer, 2017. 400 p.
5. Domínguez-Delmás M. // Dendrochronologia. 2020. V. 62. a.n. 125731.
6. Donaldson L.A. // IAWA Journal. 2019. V. 40. N 4. P. 645.
7. Alves E.E.N., Rodriguez D.R.O., Rocha P.A. et al. // Results in Chemistry. 2021. V. 3. a.n. 100121.
8. Kang X., Kirui A., Widanage M.C.D. et al. // Nature Communications. 2019. V. 10. P. 347.
9. Moghaddam M.S.; den Bulcke J.V.; Wålander M.E.P. et al. // Holzforschung, 2017. V. 71. N 2. P. 119.
10. Jacquin P., Longuetaud F., Leban J.-M., Mothe F. // Dendrochronologia. 2017. V. 42, P. 42.
11. Vaganov E.A., Hughes M.K., Silkin P.P., Nesvetailo V.D. // Astrobiology. 2004. V. 4. N 3. P. 391.
12. Silkin P.P., Kirdyanov A.V., Krusic P.J. et al. // Journal of Siberian Federal University. Biology. 2022. V. 15. N 4. P. 441.
13. Desch H.E., Dinwoodie J.M. Timber: Structure, Properties, Conversion and Use. London: Red Globe Press, 1996. 320 p.
14. Chen C., Kuang Y., Zhu S. et al. // Nature Reviews Materials. 2020. V. 5. P. 642.
15. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Тюрин А.И. и др. // ФТТ. 2003. Т. 45. № 7. С. 1209-1212.
16. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Коренков В.В., Тюрин А.И. // ПЖТФ. 1997. Т. 23. № 16. С. 15-19.
17. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // ФТТ. 1996. № 6. С. 1812.
18. Головин Ю.И., Тюрин А.И. // Известия РАН. Сер. физическая. 1995. Т. 59. № 10. С. 49.
19. Самодуров А.А., Тюрин А.И., Коренков В.В. и др. // Материаловедение. 2025. N 8. С. 12-20.
20. Samodurov A.A., Tuyrin A.I., Yunak M.A. et al. // Dendrochronologia. 2026. V. 95. a.n. 126464.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ЛЬДА ВСЛЕДСТВИЕ ВВЕДЕНИЯ В ЕГО СТРУКТУРУ ГИДРОФИЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ

Родаев В.В.^{*}, Жигачев А.О., Самодуров А.А., Тюрин А.И., Куркина Н.М.

Научно-образовательный центр «Наноматериалы и нанотехнологии» Тамбовского государственного университета имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

^{*}rodaev1980@mail.ru

Для масштабного развития инфраструктуры Арктической зоны РФ богатой природными ресурсами необходимо использование дешевых, но при этом стойких к суровому полярному климату конструкционных и строительных материалов. Лед – материал, доступный и простой в изготовлении в северных широтах, обладающий низкой плотностью, экологичный и не требующий утилизации по окончании срока эксплуатации. Однако не высокая прочность на сжатие и низкая вязкость разрушения, препятствуют массовому использованию природного льда в качестве конструкционного и строительного материала [1, 2]. Одним из решений проблемы является создание композитных ледовых материалов.

Область применения ледовых материалов весьма обширна и разнообразна – это причалы для пассажирских и грузовых судов, платформы для исследовательских станций и добычи ресурсов, жилые, административные и хозяйственные здания, аэродромы и аэропортовая инфраструктура, автозимники и переправы и др. [3, 4]. В этой связи изучение механических свойств ледовых композитов и установление зависимостей влияния на них различных факторов (размерности и содержания наполнителя, температуры, скорости деформирования и др.) является весьма важным с точки зрения оценки перспектив использования композитного льда в качестве строительного материала в Арктической зоне.

В данной работе была апробирована возможность повышения прочности на сжатие пресноводного льда путем введения в его структуру экологически безопасных гидрофильных наночастиц диоксида кремния (HЧ SiO_2).

Для получения водных золей с содержанием HЧ SiO_2 в диапазоне 0,003...6 мас.% использовали пирогенный кремнезем с характерным размером частиц ~ 7 нм (согласно данным низкотемпературной азотной порометрии), выпускаемый под торговой маркой «Аэросил HL-380».

Образцы чистого льда и ледовых композитов (ЛК) размером 10x10x20 мм изготавливали путем заливки дистиллированной воды и золей с различной массовой долей (ω) наноразмерного наполнителя в изолированные друг от друга ячейки размером 10x10x20 мм специально изготовленных фторопластовых кювет. Кюветы располагали внутри морозильного ларя PF 32L4 NFW (Hiberg, Китай). Образцы замораживали в течение 48 ч при -15°C .

Механическую прочность изготовленных образцов тестировали методом одноосного сжатия с постоянной скоростью деформирования в климатической камере сервогидравлической испытательной машины MTS 870 Landmark (MTS, США). Продувкой камеры парами жидкого азота поддерживал внутри нее температуру воздуха -15°C , соответствующую температуре изготовления ледовых материалов. Скорость относительной деформации во всех экспериментах была $4 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Образцы деформировали вдоль ребра 20 мм. Мерой прочности на сжатие образцов являлось пиковое напряжение (σ_p), выдерживаемое ими в ходе испытания и определяемое из диаграммы «инженерное напряжение (σ) – относительная деформация (ϵ)».

На Рисунке 1а приведена зависимость $\sigma_p(\omega)$ для ЛК с HЧ SiO_2 , из которой видно, что величина σ_p монотонно возрастает с ростом ω , достигая при $\omega=6$ мас.% значения $27,8 \pm 0,8$ МПа, превышающего в ~ 2,2 раза прочность на сжатие чистого льда. Из Рисунка 1а также следует, что концентрационная зависимость σ_p стремится к насыщению при $\omega > 6$ мас.%. Поэтому с практической и экономической точек зрения изготовление ЛК с содержанием HЧ SiO_2 более 6 мас.% не имеет смысла. Для сравнения, полученный в [5] ЛК, содержащий 6 мас.% сферических частицы SiO_2 диаметром 0,25 мкм, имел при -10°C σ_p равные 8,9 и 14,5 МПа при скоростях относительной деформации 0,001 и 0,01 с^{-1} соответственно. В [5] ЛК изготавливали

заморозкой при -10°C смеси измельченного пресноводного льда из деионизированной воды, просеянного через сито с ячейкой 850 мкм, и субмикронных частиц SiO_2 , с узким распределением по размерам, чтобы исключить возможное влияние размера частиц.

На Рисунке 1б представлена зависимость $\varepsilon_p(\omega)$ для ЛК с НЧ SiO_2 (ε_p – относительной деформации материала, соответствующей σ_p). Из Рисунка 1б можно видеть, что с увеличением ω ε_p монотонно возрастает с $0,37 \pm 0,02\%$ (для чистого льда) до $0,92 \pm 0,06\%$ для ЛК, содержащего 6 мас.% НЧ SiO_2 .

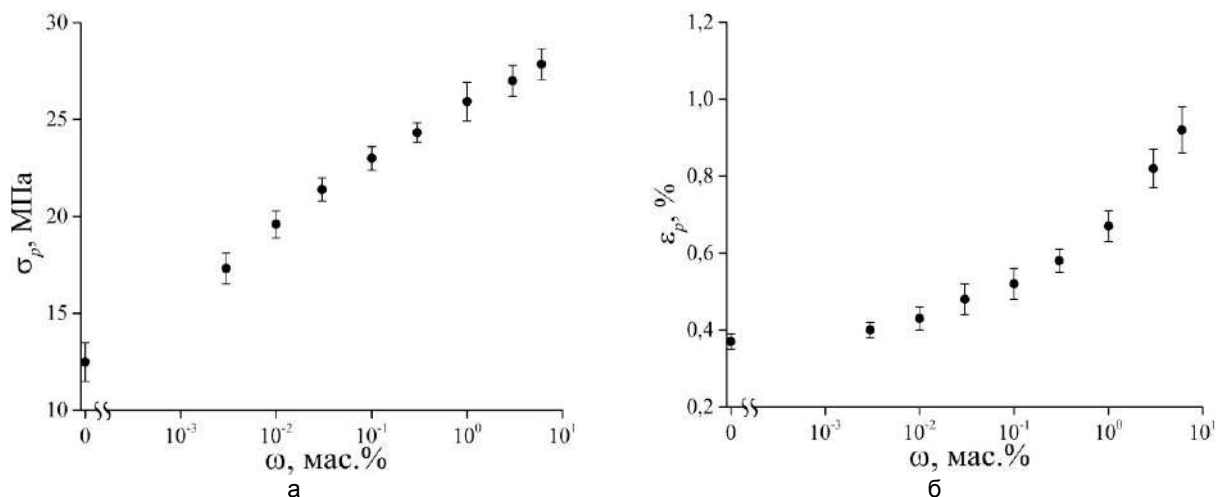


Рисунок 1 – Зависимости прочности на сжатие σ_p (а) и относительной деформации ε_p (б) ледового композита от массовой доли ω НЧ SiO_2

Сопоставляя полученные результаты, приведенные на Рисунке 1 можно сделать вывод, что введение в пресноводный лед НЧ SiO_2 в достаточно небольшой концентрации (менее 10 мас.%) позволяет увеличить как его прочность, так и величину его относительной деформации до разрушения. Если для чистого льда $\sigma_p = 12,5 \pm 1,4$ МПа, а $\varepsilon_p = 0,37 \pm 0,02\%$, то для ЛК с 6 мас.% НЧ SiO_2 эти параметры имеют значения $27,8 \pm 0,8$ МПа и $0,92 \pm 0,06\%$ соответственно.

Одной из возможных причин увеличения прочности льда с повышением концентрации вводимых в него НЧ SiO_2 может быть обусловленное этим уменьшение размера его зерен. Располагаясь по границе ледяных зерен, НЧ SiO_2 препятствуют слиянию мелких зерен в более крупные, т.е. предотвращают их рост. Из-за скопления дислокаций на границах зерен последние являются концентраторами напряжений и, как вследствие, местом облегченного зарождения микротрещин, размер которых прямо пропорционален размеру зерна. Таким образом, σ_p поликристаллических льда и ЛК с НЧ SiO_2 , вероятно, обусловлена распространением микротрещин, зародившихся в результате скопления дислокации на границах зерен, а уменьшение размера зерен льда приводит к уменьшению начального размера микротрещин, возникающих на его границах.

Исследование проведено при финансовой поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема FEMG-2025-0008, Рег. № 125121014120-6).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. G.W. Timco, W.F. Weeks // Cold Reg. Sci. Technol. 2010. V.60. #2. Pp.107-129.
2. J.J. Petrovic // J. Mater. Sci. 2003. V.38. #1. Pp.1-6.
3. В.М. Бузник, Н.П. Бурковская, И.В. Зибарева, Р.Н. Черепанин // Материаловедение. 2017. #5. С.23-28.
4. В.М. Бузник, Е.Н. Каблов // Вестник РАН. 2017. Т.87. #9. С.831-843.
5. M. Yasui, E.M. Schulson, C.E. Renshaw // J. Geophys. Res. Solid Earth. 2017. V.122. #8. Pp.6014-6030.

ПОРОШОК НИКЕЛЯ ДЛЯ БИМЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ

Мозжаров С.Е.^{1*}, Шут В.Н.², Крапивная О.Н.¹

¹*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь,*

²*Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь*

**sm0159691@gmail.com*

Магнитные наночастицы имеют очень широкий спектр практических применений, особенно в биомедицинских приложениях [1]. Основными областями биомедицинского назначения магнитных наночастиц являются диагностика и инструменты исследований (биосенсоры, MRI, маркеры биомолекул, биосепарация и пробоподготовка, исследования молекулярного взаимодействия), а также адресное терапевтическое воздействие (целевая доставка терапевтических молекул, управляемая локальная гипертермия опухолей) [2-5]. В настоящее время синтезирован широкий спектр магнитных наночастиц: на основе металлов Co, Fe, Ni, оксидов железа, а также ряда ферритов $MgFe_2O_4$, $CoFe_2O_4$, $MnFe_2O_4$, $LiFe_5O$ [6-9]. Оксидные частицы обладают более слабыми магнитными свойствами, чем наночастицы на основе металлов, а среди металлов ультрадисперсные частицы Ni представляют наибольший интерес благодаря особым электронным, оптическим и магнитным свойствам, которые расширяют их применение в области медицины. Они используются в качестве носителя лекарств доставки к месту поражения [9], в магнитно-резонансной томографии [10].

Синтез НЧ металлов с помощью химического восстановления из растворов их солей является наиболее простым в применении и не требует специальных условий и оборудования. В качестве соединений металлов обычно используют их соли, в качестве восстановителей – как неорганические, так и органические соединения. В случае неорганических восстановителей чаще всего применяют борогидрид натрия [11]. Среди органических восстановителей наиболее часто используют цитрат натрия, амины и гидразин, альдегиды и сахара, пара-дифенолы [12].

Нами для получения наноразмерных частиц порошков Ni был выбран метод химического восстановления водного раствора соли гидразином в щелочной среде. Порошок Ni получили по следующей методике – 20 мл раствора содержащего 5 г. соли никеля обрабатывались ультразвуком с помощью погружного диспергатора и генератора УЗДН-А в течение 5 минут. Затем, так же под ультразвуком, постепенно и последовательно вводился раствор гидроокиси натрия в эквимольном соотношении и 5-ти кратный избыток гидразин сульфата, измеряя pH, добавляли гидроокись натрия (pH=12). В ходе обработки выпадал осадок темного цвета. Полученная суспензия выливалась в емкость с дистиллированной воды, чтобы снизить pH и остановить реакцию. Осадок отделялся магнитом, несколько раз тщательно промывался водой и изопропиловым спиртом, затем сушился в вакуумном шкафу.

Дисперсионный состав полученного порошка определялся с помощью прибора ANALYSETTE 22 MicroTec plus фирмы «FRITSCH». Среднеарифметический диаметр составил 3.44 мкм, специфическая площадь поверхности $34311.33 \text{ см}^2/\text{см}^3$. Согласно электронной фотографиям (рис. 1) полученной на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения "Mira" фирмы "Tescan" (Чехия), морфология частиц полученного порошка характеризуется многоуровневой иерархией: наноразмерные кристаллиты формируют сферические агрегаты, устойчивые к ультразвуковой дезагрегации. Рентгеноструктурный анализ проводился на рентгеновском дифрактометре, с использованием $FeK\alpha$ -излучения. Соответствующая дифрактограмма приведена на рисунке 2. Полученные порошки характеризуются рентгенографической чистотой.

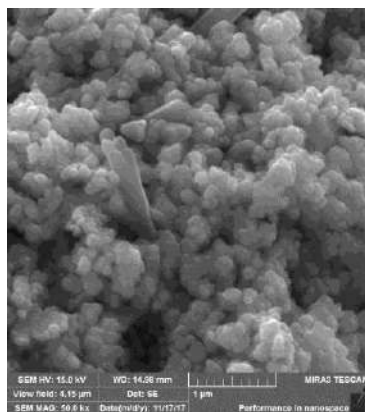


Рисунок 1 – СЭМ фотография порошка Ni

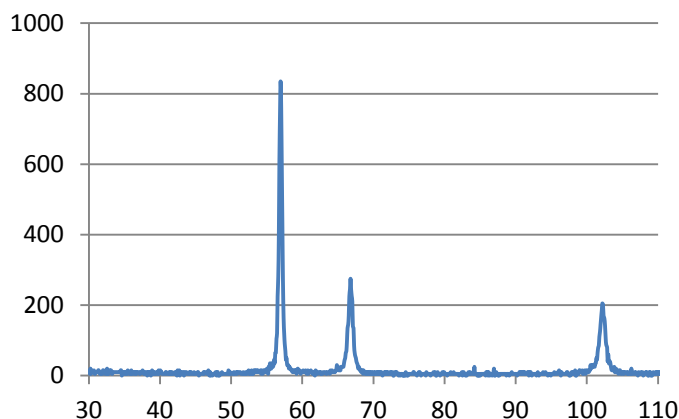


Рисунок 2 – Дифрактограмма порошка никеля

Формирование оболочек драгоценных металлов на поверхности легко окисляющихся магнитных ядер позволяет предотвратить или уменьшить их окисление и, кроме того, расширяет возможности направленной функционализации образующихся нанокомпозигов, в том числе и для биомедицинских приложений. Золото, благодаря его стабильности, биосовместимости, низкой реакционной способности, является наиболее подходящим кандидатом для покрытия магнитных наночастиц. Также, за счет образования прочной связи сера-золото возможно проведение функционализации поверхности лигандами, содержащими с одной стороны серосодержащий фрагмент (тиольная, дисульфидная группы), а с другой требуемую функциональную группу. На основе оксид железа уже созданы структуры, в которых оксид выступает в качестве ядра, а покрытие выполнено из золота. Такие наночастицы, проявляют плазмонные свойства, а также взаимодействуют с внешними магнитными полями, но при этом значительно дешевле, чем чистое золото. Они оказались полезными как для диагностики, так и для лечения рака с помощью магнитно-резонансной томографии и фототермической терапии. В этом случае оксид железа функционирует как контрастный агент МРТ, в то время как часть Au локально преобразует падающий свет в тепло посредством рассеивания электромагнитной энергии, поглощенной во время плазмонного резонанса.

Представляет интерес использовать в качестве магнитного ядра полученные частицы никеля. Синтез наночастиц типа ядро-оболочка, где в качестве оболочки выступает золото, а ядром являются наночастицы Ni, проводился по методике, разработанной для наночастиц золото-оксид железа [13].

Для этого из свежесосажденного порошка Ni готовился раствор с концентрацией 25 мМ. Также были приготовлены 1% раствор цитрата натрия и 0,01 М раствор золотохлористоводородной кислоты. Все исходные растворы готовились с использованием дистиллированной воды. В колбу объемом 25 мл добавили 10 мл воды и 100 мкл раствора нанопорошка, нагревали 5 минут, затем добавили 10 мл раствора цитрата натрия и довели смесь до кипения. Добавили 250 мкл раствора золотохлористоводородной кислоты. Кипятили раствор в течение 10 мин., примерно через 2–3 минуты раствор становится красно-коричневым, что указывает на образование наночастиц Au. После остывания раствор центрифугировался, осадок диспергировался в воде, снова центрифугировался и повторно диспергировался в 10 мл воды. Среднеарифметический диаметр порошка Ni-Au - 8.29 мкм, специфическая площадь поверхности 16644.84 см²/см³.

Дифрактограмма Ni-Au показывает, что порошок никеля полностью покрыт золотом, поскольку проявляются только рефлексы золота. В тоже время суспензия порошка хорошо осаждается в магнитном поле. Среднеарифметический диаметр порошка Ni-Au - 8.29 мкм, специфическая площадь поверхности 16644.84 см²/см³.

По ГОСТ ISO 10993-5-2011 «Изделия медицинские. Оценка биологического действия медицинских изделий. Часть 5. Исследования на цитотоксичность: методы in

vitro» проводилось исследование гемолитической активности полученного порошка Ni-Au. Для этого готовился экстракт порошка. Экстракция проводилась при 70°C 24 часа. Для исследований готовились три пробы. Контрольная проба, проба со 100% гемолизом и опытная проба. При приготовлении опытной пробы в пробирку с 0,5 мл 10%-ной взвесью эритроцитов, добавлялось по 5 мл экстракта порошка, разбавленного 0,9% раствором хлористого натрия. Пробирки с пробами выдерживались в термостате 1 час при температуре 37°C, затем центрифугировались в течение 20 минут при 2000 об/мин. Надосадочную жидкость из пробирок отделяли для проведения измерений оптической плотности. Оптические измерения проводили на фотоэлектроколориметре КФК-3 при длине волны 540 нм. Толщина кюветы 10 мм. Результаты регистрируются по оптической плотности. Расчет процента (%) гемолиза производился по следующей формуле:

$$\% \text{ гемолиза } = ((E_{\text{оп}} - E_{\text{к}}) / E_{100}) * 100$$

где $E_{\text{оп}}$ — оптическая плотность опытной пробы; $E_{\text{к}}$ — оптическая плотность контрольной пробы; E_{100} — оптическая плотность пробы со 100 %-ным гемолизом эритроцитов. Описанные выше действия проводились пять раз. Средний % гемолиза составил 1.4, что показывает что, порошок свободен от гемолитически действующих веществ и пригоден для работ по магнитной сепарации клеток крови.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Першина, А.Г. Использование магнитных наночастиц в биомедицине / А.Г. Першина [и др.] // Бюллетень сибирской медицины. – 2008. – № 2. – С.70–78.
2. Colombo, M. Biological applications of magnetic nanoparticles / M. Colombo [et al.] // Chem. Soc. Rev. – 2012. – Vol. 41, № 11. – P. 4306–4334.
3. Lu, A.-H. Magnetic Nanoparticles: Synthesis, Protection, Functionalization, and Application, Reviews /An-Hui Lu, E. L. Salabas, Ferdi Schuth // Angew. Chem. Int. Ed. – 2007. – № 46. – P. 1222–1244.
4. Ito, Akira Medical Application of Functionalized Magnetic Nanoparticles / Akira Ito [et al.] // Journal of bioscienceand bioengineering. – 2005. –Vol. 100, № 1. – P. 1–11.
5. Bonnemain, B. Superparamagnetic Agents in Magnetic Resonancelmaging: Physicochemical Characteristics and Clinical Applications, a Review / B. Bonnemain // Journal of Drug Targeting. – 1998. – Vol. 6, № 3. – P. 167–174.
6. Berryl, C. C. Functionalisation of magnetic nanoparticles for applications in biomedicine- Topical review/ Catrine. C. Berryl, Adam S. G. Curtis // J. Phys. D: Appl. Phys. – 36 . – 2003. – R198–R206.
7. Applications of magnetic nanoparticles in biomedicine - Topical review // Q A Pankhurst [et al.]// J. Phys. D: Appl. Phys. – 36. – 2003. – R167–R181.
8. Шут, В.Н. Морфология и дисперсность порошков магнетита, полученных при воздействии ультразвука// Шут, В.Н., С.Е. Мозжаров, В.Ф. Куксевич // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия С, Фундаментальные науки. – 2019. – № 4. – С. 96–100.
9. Chaudhary, J. Synthesis and biological function of Nickel and Copper nanoparticles / J. Chaudhary, G. Tailor, B.L. Yadav, O. Michael // Heliyon. – 2019. – V. 5. – N. 01878.
10. Manikandan, A. Synthesis, optical and magnetic properties of pure and Co-doped ZnFe2O4 nanoparticles by microwave combustion method / A. Manikandan, L.J. Kennedy, M. Bououdina, J.J. Vijay // Magn. Magn. Mater. – 2014. – V. 349. – P. 249-258.
11. Kim, Y. Activation energies of plasmonic catalysts / Y. Kim, D.D. Torres, P.K. Jain // Nano Lett. – 2016. – V. 16. – P. 3399-3407.
12. Vijayaprasath, G. Comparative study of structural and magnetic properties of transition metal (Co, Ni) doped ZnO nanoparticles / G. Vijayaprasath [et al.] // J. Mater. Sci.: Mater. Electron. – 2014. – P. 7205-7213.
13. Рудаковская, П.Г. Новые бифункциональные органические лиганды для модификации наночастиц золота и магнетита и гибридные материалы на их основе: синтез, свойства, возможности применения/ П.Г. Рудаковская // диссертация на соискание степени кандидата химических наук – Москва. –2015 .- 185 с.

УПРУГИЕ И МИКРОПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Нарыкова М.В.^{1*}, Кардашев Б.К.¹, Бетехтин В.И.¹, Рубаник В.В. мл.²,
Рубаник В.В.²

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

²Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

*Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Интенсивная пластическая деформация, реализуемая методом равноканального углового прессования (РКУП), приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры, высокой плотности дислокаций и значительных внутренних напряжений. Эти факторы существенно влияют не только на прочностные характеристики, но и на упругие и микропластические свойства материала, такие как модуль Юнга, амплитудно-независимый декремент и напряжение начала микропластичности.

Дополнительная ультразвуковая обработка (УЗО) металла при возбуждении ультразвуковых колебаний (УЗК) в пуансоне [1] или матрице-волноводе [2] изменяет напряжённое состояние материала за счёт релаксации внутренних напряжений снижения сил трения, перераспределения дислокаций и локальных структурных перестроек. В связи с этим представляет интерес анализ эволюции упругих и микропластических характеристик алюминия после РКУП с наложением ультразвуковых колебаний.

Целью работы является установление взаимосвязи между числом проходов РКУП, изменением плотности, модуля Юнга, декремента и микропластического напряжения, а также оценка роли УЗО в изменении этих свойств.

Для исследований был выбран алюминий в исходном состоянии ($N=0$) и после 1, 2, 4 и 6 проходов РКУП по обычной схеме, так и с наложением УЗК. Были определены плотность ρ , модуль Юнга E , амплитудно-независимый декремент δ , напряжение микропластического течения σ_s . Упругие и микропластические свойства определены акустическим методом составного пьезоэлектрического вибратора [4].

После первого прохода РКУП наблюдается увеличение модуля Юнга с 69.0 до 70.57 ГПа и снижение плотности с 2.7039 до 2.6973 г/см³. Данный факт имеет важное значение, так как снижение плотности само по себе должно приводить к уменьшению модуля, однако эксперимент демонстрирует обратный эффект. Это свидетельствует о том, что в формировании модуля существенную роль играют внутренние напряжения и дефектная структура. После первого прохода формируется напряжённое состояние с большой плотностью дислокаций, что приводит к увеличению эффективной жёсткости при малых упругих деформациях.

При дальнейшем увеличении числа проходов поведение модуля становится немонотонным: 69.74 ГПа при $N=2$; 70.34 ГПа при $N=4$; 70.28 ГПа при $N=6$. Это отражает конкуренцию нескольких процессов: накопление дефектов и разуплотнение, перераспределение дислокационной субструктуры, частичная релаксация внутренних напряжений. Таким образом, зависимость E от числа проходов определяется сложным структурно-напряжённым состоянием.

Плотность в целом демонстрирует тенденцию к снижению с ростом числа проходов, что связано с накоплением дефектов и микронеоднородностей. Однако изменение плотности составляет порядка 0.3–0.4 %, тогда как изменение модуля достигает ~2 %. Корреляция между E и ρ носит слабый и немонотонный характер. В частности, после 1 прохода при уменьшении плотности модуль возрастает, что противоречит классическим зависимостям. Следовательно, плотность влияет на модуль, но не является определяющим фактором. Основной вклад в изменение E вносят внутренние напряжения (особенно явное влияние после 1 прохода) и дефектная структура.

Микропластическое напряжение σ_s демонстрирует максимум после первого прохода: 8.1 МПа против 6.4 МПа в исходном состоянии. Это указывает на

формирование структуры с повышенным сопротивлением начальной дислокационной подвижности. При дальнейшем увеличении $N \sigma_s$ снижается. Такое поведение отражает изменение дислокационной структуры, увеличение доли подвижных сегментов и снижение вклада внутренних напряжений в упрочнение.

Одновременно амплитудно-независимый декремент возрастает практически монотонно с 8.3 до $68 \cdot 10^{-5}$, что свидетельствует об увеличении центров релаксации. Таким образом, при увеличении числа проходов наблюдается рост внутреннего трения и постепенное снижение напряжения микропластического течения.

Воздействие УЗО проявляется по-разному в зависимости от числа проходов РКУП. На рис. 1 приведены зависимости модуля Юнга и декремента от амплитуды колебательной деформации для образцов алюминия РКУП ($N=1$) до и после УЗО, а на рис. 2 - диаграммы микропластического деформирования этих же образцов алюминия. Видно, что после 1 прохода РКУП модуль уменьшается с 70.57 до 69.57 ГПа, а δ_i изменяются слабо, как и напряжение σ_s . Это согласуется с предположением о частичной релаксации внутренних напряжений, сформированных после первого прохода.

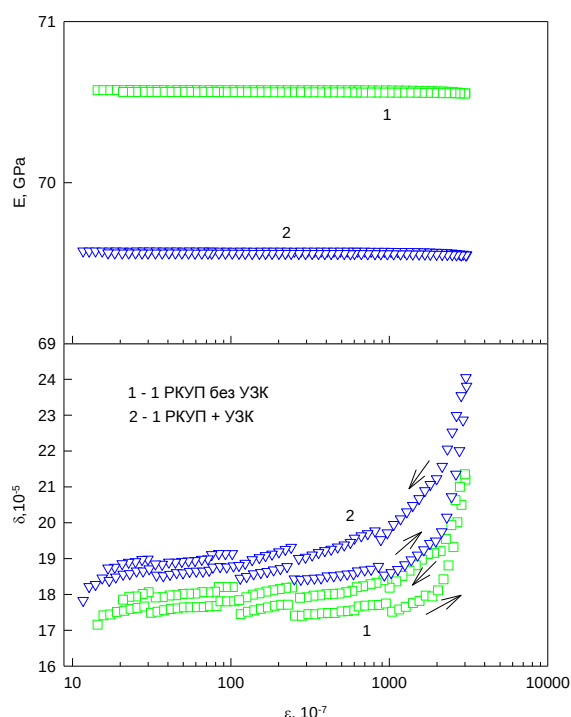


Рисунок 1 – Амплитудные зависимости модуля Юнга E и декремента δ_i для образцов алюминия. Измерения выполнены при комнатной температуре.

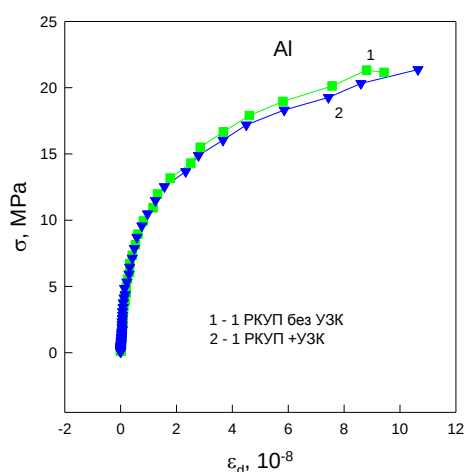


Рисунок 2 – Диаграммы микропластического деформирования образцов алюминия.

После 4 и 6 проходов РКУП σ_s резко снижается до 4.5 и 4.2 МПа соответственно, декремент также изменяется существенно особенно при $N=6$, а модуль демонстрирует немонотонное изменение. Снижение напряжения микропластического течения после УЗО указывает на увеличение подвижности дислокаций и ослабление барьеров их движения. Одновременно изменение декремента свидетельствует о перераспределении дефектной структуры. В целом можно заключить, что УЗО влияет преимущественно на напряжённое состояние, а не на плотность материала.

Анализ полученных результатов показывает, что декремент и напряжение микропластического течения являются наиболее чувствительными к процессу накопления дефектов. УЗО изменяет преимущественно микропластические характеристики, что указывает на его влияние на дислокационную подвижность и внутренние напряжения.

После РКУП изменение модуля Юнга носит немонотонный характер и не определяется исключительно изменением плотности. Рост модуля после первого прохода при одновременном снижении плотности указывает на определяющую роль внутренних напряжений. Микропластическое напряжение имеет максимум при $N=1$ и снижается при дальнейшем увеличении числа проходов. Амплитудно-независимый декремент возрастает с ростом N , что обусловлено накоплением дефектной структуры.

Таким образом, ультразвуковая обработка металла в процессе равноканального углового прессования вызывает перераспределение внутренних напряжений и изменение дислокационной подвижности. Основной вклад в изменение упругих и микропластических свойств вносит эволюция дефектной структуры и внутреннего напряжённого состояния, тогда как изменение плотности в данном случае играет второстепенную роль.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Bagherzadeh, S., Abrinia, K., Han, Qingyou Analysis of plastic deformation behavior of ultrafine-grained aluminum processed by the newly developed ultrasonic vibration enhanced ECAP: Simulation and experiments // Journal of Manufacturing Processes.– 2020 – Vol. 50.– P. 485–497. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.01.010.
2. Патент BY 24704, МПК В21J 5/00 (2006.01). Пресс для равноканального углового прессования : № а 20230216 : заявлено 08.09.2023 : опубл. 05.10.2025 / Рубаник В.В., Рубаник В.В. (мл.), Ломач М.С., Луцко В.Ф.; заявитель Ин-т техн. акустики НАН Беларуси. – URL: <https://search.ncip.by/database/index.php?pref=inv&lng=ru&page=3&target=44066> (дата обращения: 04.03.2026).
3. Rubanik, V., Rubanik, V.Jr., Nikifarava, I. Ultrasonic Assisted Equal Channel Angular Pressing: proc. of the 11th intern. Workshop on Advanced Materials Science and Nanotechnology (IWAMSN 2024), Da Nang, Vietnam, 22-25 Sept. 2024. – P.314-317.
4. Никаноров, С.П., Кардашев, Б.К. / Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. – М.: Наука.1985. – 253 с.

**РОТАЦИОННАЯ КОВКА КАК МЕТОД ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ПОЛУЧЕНИЯ ДЛИННОМЕРНЫХ ПРУТКОВ С
КОМПЛЕКСОМ ВЫСОКИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ**

Андреев В.А.^{1,*}, Рогачев С.О.^{1,2}

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

²*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Москва, Россия*

**andreev.icmateks@gmail.com*

Ротационная ковка (РК) – процесс обработки давлением, при котором реализуется схема квази-всестороннего обжатия. В то время как деформационная обработка металлических материалов методом РК осуществляется с начала XX века, не так много внимания уделялось влиянию РК на их структуру и механические свойства. Эквивалентная деформация при РК значительно выше по сравнению с обычной ковкой с таким же обжатием и сопоставима с величиной деформации, накапливаемой в процессе равноканального углового прессования (РКУП). Это позволяет отнести РК к методам больших пластических деформаций. Более мягкая схема деформирования РК дает возможность обрабатывать труднодеформируемые материалы при температурах на 50...100 °С ниже, чем при РКУП.

Установленная на базе ИМЕТ РАН линейка модернизированных двухбойковых ротационно-ковочных машин РКМ1-3 позволяет последовательно уменьшать диаметр заготовки с 20 до 2,5 мм, равномерно прорабатывая структуру по сечению, и получать требуемое сочетание прочности и пластичности материала. Последующие операции правки и калибровки обеспечивают получение полуфабриката заданной точности.

За последние 10 лет с использованием РК были успешно деформированы заготовки из титановых сплавов, в т.ч. нитинола, циркониевых сплавов, медных и алюминиевых сплавов, в т.ч. многокомпонентных, магниевых сплавов, а также биметаллические материалы, с получением комплекса высоких механических свойств [1-7]. В частности для алюминиевых и циркониевых сплавов достигнутый после РК баланс прочности и пластичности материала такой же, как после РКУП или даже выше. Так после теплой РК циркониевого сплава Zr-2,5%Nb было получено временное сопротивление разрыву свыше 800 МПа и относительное удлинение не ниже 15%, что превосходит характеристики сплава после РКУП.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00320-26-00.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. С.О. Рогачев, В.А. Андреев, М.В. Горшенков и др. // Физика металлов и материаловедение. 2022. Т. 123. № 9. С. 1002–1008.
2. S.O. Rogachev, V.A. Andreev, V.S. Yusupov et al. Met. Mater. Int. 2022. V. 28. P. 1038–1046.
3. В.А. Андреев, М.В. Горшенков, Е.А. Наумова и др. // Известия Вузов. Цветная металлургия. 2025. Т. 31. № 1. С. 58–66.
4. С.О. Рогачев, К.А. Цыденов, В.А. Андреев и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2025. № 6. С. 12–18.
5. V.A. Andreev, V.S. Yusupov, M.M. Perkas et al. // Russ. Metall. 2017. V. 2017. P. 890–894.
6. Э.И. Чистюхина, Н.С. Мартыненко, О.В. Рыбальченко и др. // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 113–124.
7. Е.А. Лукьянова, И.Е. Тарытина, Н.С. Мартыненко и др. // Materials. Technologies. Design. 2024. V. 6. N. 1. P. 22–30.

РАЗРАБОТКА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ НИЗКОМОДУЛЬНЫХ Ti–Zr–Hf–Nb–Sn СПЛАВОВ ДЛЯ БИМЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ

Севостьянов М.А.*, Каплан М.А., Жидков В.К., Горбенко А.Д., Морозова Я.А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук

*cmakp@mail.ru

Современная ортопедия и стоматология сталкиваются с ограничениями применяемых биоматериалов — высвобождением токсичных ионов и высоким модулем упругости традиционных сплавов, что приводит к эффекту экранирования нагрузки и резорбции кости [1]. Используемые сегодня сплавы, включая Ti–6Al–4V и Co–Cr системы [2], не обеспечивают оптимального сочетания биосовместимости, коррозионной стойкости и модуля упругости, приближенного к костной ткани (10–30 ГПа) [3].

Перспективным направлением являются высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) [4, 5], основанные на сочетании нескольких элементов в близких концентрациях, что обеспечивает выраженное твердорастворное упрочнение и возможность управления фазовым составом [6, 7]. Особый интерес представляют биосовместимые ВЭС на основе Титан–Цирконий–Гафний–Ниобий с добавлением Олово. Nb и Sn выступают β -стабилизаторами, способствуя формированию ОЦК β -фазы с пониженным модулем упругости [8, 9], тогда как Ti, Zr, Hf и Nb обеспечивают высокую коррозионную стойкость за счет формирования стабильных пассивных оксидных пленок [10].

Показано, что введение 1–5 ат.% Sn в системы Ti–Zr–Hf–Nb снижает модуль упругости (до 50–70 ГПа) и повышает прочность по сравнению с безоловянными аналогами [11, 12]. Гафний способствует оптимизации микротвердости при сохранении коррозионной стойкости [16]. Исследования близких систем (Ti–Zr–Hf–Nb–Ta, Ti–Zr–Hf–Nb) подтверждают влияние состава на фазовое равновесие (β , α' , ω , интерметаллиды), механические свойства и коррозионное поведение [13, 14].

Изучаемые составы 44Ti–22Zr–22Hf–9Nb–3Sn и 45Ti–22.5Zr–22.5Hf–7Nb–3Sn относятся к новому поколению биосовместимых ВЭС, ориентированных на создание сверхупругих и высокопрочных материалов для высоконагруженных имплантатов.

Таким образом, разработка Ti–Zr–Hf–Nb–Sn высокоэнтропийных сплавов направлена на достижение комплекса свойств: сниженного модуля упругости, высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и биосовместимости, что делает данное направление одним из наиболее перспективных в современной биомедицинской металлургии.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-23-00873, <https://rscf.ru/project/25-23-00873/>.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Shogenov A.M., Bakhova M.A., Abazova Z.K., Bereketova M.A., Magomadova M.T. Crestal Bone Loss: Causes and Medical Correction // J Pharm Res Int. Sciencedomain International, 2021. P. 69–76, DOI: 10.9734/JPRI/2021/V33I25B31463.
2. Pesode P., Barve S. A review—metastable β titanium alloy for biomedical applications // Journal of Engineering and Applied Science 2023 70:1. SpringerOpen, 2023. Vol. 70, № 1. P. 1–36, DOI: 10.1186/S44147-023-00196-7.
3. Zareidoost A., Yousefpour M. A study on the mechanical properties and corrosion behavior of the new as-cast TZNT alloys for biomedical applications // Materials Science and Engineering C. Elsevier Ltd, 2020. Vol. 110. , DOI: 10.1016/J.MSEC.2020.110725.
4. Glowka K., Zubko M., Gębura S., Świec P., Prusik K., Szklarska M., Stróż D. Influence of Hafnium Addition on the Microstructure, Microhardness and Corrosion Resistance of Ti20Ta20Nb20(ZrMo)20–xHf_x (where x = 0, 5, 10, 15 and 20 at.%) High Entropy Alloys // Materials 2023, Vol. 16, Page 1456. Multidisciplinary Digital Publishing Institute, 2023. Vol. 16, № 4. P. 1456, DOI: 10.3390/MA16041456.

5. Yan X., Guo H., Yang W., Pang S.J., Wang Q., Liu Y., Liaw P.K., Zhang T. Al_{0.3}Cr_xFeCoNi high-entropy alloys with high corrosion resistance and good mechanical properties // *J Alloys Compd.* Elsevier, 2021. Vol. 860. P. 158436, DOI: 10.1016/J.JALLCOM.2020.158436.
6. Li S., Lim J.H., Rehman I.U., Lee W.T., Kim J.G., Oh J.S., Lee T., Nam T.H. Tuning the texture characteristics and superelastic behaviors of Ti–Zr–Nb–Sn shape memory alloys by varying Nb content // *Materials Science and Engineering: A.* Elsevier, 2022. Vol. 845. P. 143243, DOI: 10.1016/J.MSEA.2022.143243.
7. Kong L., Wang B., Meng X., Gao Z. Texture evolution, microstructure, and superelastic properties of different cold-rolled Ti–Zr–Nb–Sn strain glass alloys // *Mater Charact.* Elsevier, 2022. Vol. 193. P. 112309, DOI: 10.1016/J.MATCHAR.2022.112309.
8. Hsu H.C., Wong K.K., Wu S.C., Chen Y.X., Ho W.F. Metastable dual-phase Ti–Nb–Sn–Zr and Ti–Nb–Sn–Fe alloys with high strength-to-modulus ratio // *Mater Today Commun.* Elsevier, 2022. Vol. 30. P. 103168, DOI: 10.1016/J.MTCOMM.2022.103168.
9. Hao Y.L., Li S.J., Sun S.Y., Yang R. Effect of Zr and Sn on Young's modulus and superelasticity of Ti–Nb-based alloys // *Materials Science and Engineering: A.* Elsevier, 2006. Vol. 441, № 1–2. P. 112–118, DOI: 10.1016/J.MSEA.2006.09.051.
10. Yang W., Pang S., Liu Y., Wang Q., Liaw P.K., Zhang T. Design and properties of novel Ti–Zr–Hf–Nb–Ta high-entropy alloys for biomedical applications // *Intermetallics (Barking).* Elsevier, 2022. Vol. 141. P. 107421, DOI: 10.1016/J.INTERMET.2021.107421.
11. Li T., Hu S., Wang L., Jia Z., Li Q., Liu D. Effect of Sn on microstructure and properties of Ti–Zr–Nb–Sn medium-entropy alloys (MEAs) // *J Mater Res.* Springer Nature, 2022. Vol. 37, № 10. P. 1762–1770, DOI: 10.1557/S43578-022-00575-5/METRICS.
12. Yang W., Pang S.J., Wang G., Liu Y., Liaw P.K., Zhang T. Ti–Zr–Hf–Nb–Ta–Sn high-entropy alloys with good properties as potential biomaterials // *Rare Metals.* University of Science and Technology Beijing, 2022. Vol. 41, № 7. P. 2305–2315, DOI: 10.1007/S12598-021-01938-3/METRICS.
13. Wang S.P., Xu J. TiZrNbTaMo high-entropy alloy designed for orthopedic implants: As-cast microstructure and mechanical properties // *Materials Science and Engineering: C.* Elsevier, 2017. Vol. 73. P. 80–89, DOI: 10.1016/J.MSEC.2016.12.057.
14. Dirras G., Lilensten L., Djemia P., Laurent-Brocq M., Tingaud D., Couzinié J.P., Perrière L., Chauveau T., Guillot I. Elastic and plastic properties of as-cast equimolar TiHfZrTaNb high-entropy alloy // *Materials Science and Engineering: A.* Elsevier, 2016. Vol. 654. P. 30–38, DOI: 10.1016/J.MSEA.2015.12.017.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ $Ti_{(51-x)}Zr_{38}Nb_{11}Ag_x$

Каплан М.А., Горбенко А.Д.*, Жидков В.К., Конушкин С.В., Севостьянов М.А.
 Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
 *artemgorbenk@yandex.ru

В настоящее время в медицинской науке ведется активный поиск новых технологий для повышения эффективности лечения и улучшения состояния пациентов. Перспективным направлением является создание имплантатов с использованием антибактериальных материалов. Сплавы системы Ti-Zr-Nb отличаются высокой прочностью и уникально низкой жесткостью среди титановых сплавов [1]. Добавление в его состав серебра (Ag) дает возможность создавать материалы, поверхность которых будет проявлять бактерицидные свойства [1]. В работе исследовалась серия образцов $Ti_{(51-x)}Zr_{38}Nb_{11}Ag_x$ (где $x = 0, 1, 2, 3$), которые предположительно сочетают низкий модуль упругости с бактерицидными свойствами. Основное внимание уделялось изучению того, как концентрация серебра влияет на механические свойства титанового сплава.

Механические характеристики определяли методом растяжения с использованием универсальной испытательной машины INSTRON 3382. Для обеспечения статистической достоверности каждую точку состава испытывали пять раз. В результате были получены данные по пределу прочности и относительному удлинению, которые приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Механические свойства сплавов в зависимости от содержания серебра

Состав	Состояние	δ , %	σ_b , МПа
Ti51Zr38Nb11	Прокатанная пластина толщиной 1 мм	12,1±0,8	636±22
Ti50Zr38Nb11Ag1		10,9±2,6	621±32
Ti49Zr38Nb11Ag2		11,3±2,5	620±17
Ti48Zr38Nb11Ag3		12,7±1,5	748±31

Установлена связь между термической обработкой и ростом прочностных показателей. Для материалов в прокатанном состоянии с содержанием Ag от 0 до 2 ат. % значения прочности схожи и находятся в границах статистической погрешности. Однако повышение концентрации серебра до 3 ат. % вызывает заметный скачок прочности. Что касается пластичности (относительного удлинения) деформированных сплавов, то она практически не меняется при варьировании доли серебра, хотя это и сопровождается некоторой погрешностью измерений. По-видимому, ключевую роль в изменении механического поведения играет появление в структуре интерметаллидной фазы, включающей элементы с температурой плавления более низкой, чем у титана.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 25-73-00168, <https://rscf.ru/project/25-73-00168/>.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Chen M, Zhang E, Zhang L. Microstructure, mechanical properties, bio-corrosion properties and antibacterial properties of Ti-Ag sintered alloys. Mater Sci Eng C Mater Biol Appl. 2016 May; 62:350-60. doi: 10.1016/j.msec.2016.01.081.

ВЛИЯНИЕ ПОКРЫТИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОМОДУЛЬНОГО БИОСОВМЕСТИМОГО СПЛАВА Ti-Zr-Nb

Севостьянов М.А.^{*}, Сергиенко К.В., Колмаков А.Г.

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

^{*}cmakp@mail.ru

Актуальные исследования материалов для имплантата тазобедренного сустава сместили акцент на β -титановые сплавы благодаря их исключительной биосовместимости, коррозионной стойкости и низкому модулю Юнга [1]. Среди них сплавы группы Ti-Zr-Nb демонстрирует перспективность [2]. В данной работе представлены результаты исследования структуры, фазового состава и механических свойств сплава Ti-Zr-Nb с нанесенными функциональными покрытиями из Ti, Ta и комбинированного покрытия Ti-Ta.

Объектом исследования были пластины сплавов Ti-38Zr-(9, 11, 13)Nb, полученные выплавкой в вакуумной электродуговой печи, прошедшие гомогенизационный отжиг, теплую прокатку, а также композиционные материалы полученные методом магнетронного напыления.

На рисунке 1 представлен пример поверхности пластин сплава Ti-38Zr-9Nb до и после магнетронного нанесения покрытия из Ti, Ti-Ta и Ta снятой с помощью сканирующего электронного микроскопа.

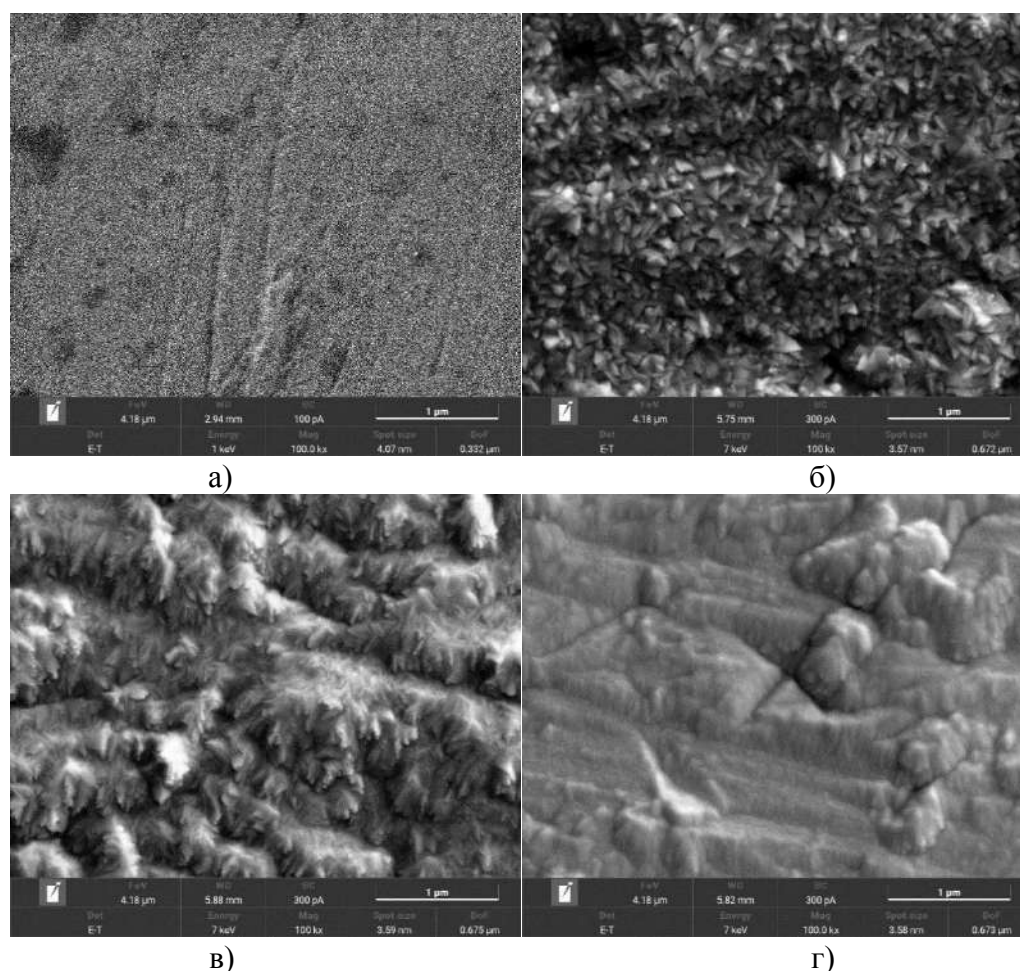


Рисунок 1 – Поверхности пластин сплава Ti-38Zr-9Nb до и после магнетронного нанесения покрытия из Ti, Ti-Ta и Ta снятая с помощью сканирующего электронного микроскопа: а – полированная пластина Ti-38Zr-9Nb перед магнетронным напылением, б – пластина Ti@Ti-38Zr-9Nb, в – пластина Ti-Ta@Ti-38Zr-9Nb, пластина Ta@Ti-38Zr-9Nb

Анализ микрофотографий магнетронного покрытия из Ti, Ti-Ta и Ta на подложке из сплавов Ti-38Zr-(9, 11, 13)Nb (рисунок 1 б-г) показывает формирование характерной

плотной колоннообразной структуры, типичной для осаждения в условиях ограниченной поверхностной диффузии атомов. На представленных микрофотографиях видны вытянутые столбчатые зерна, ориентированные преимущественно перпендикулярно поверхности подложки, что указывает на стабильный направленный рост в ходе процесса магнетронного распыления. Межколонное пространство отсутствует, границы между столбцами выражены слабо, что свидетельствует о высокой плотности осаждённого слоя и минимальной внутренней пористости. Покрытие демонстрирует морфологическую однородность по всему полю изображения, без заметных зон локальной сегрегации или изменений режима кристаллизации. Морфология покрытия соответствует компактному низкотемпературному росту, что предполагает благоприятные эксплуатационные свойства, включая равномерность, высокую плотность, хорошую адгезию и устойчивость к образованию трещин или расслоений. Следует отметить различие самих колон при напылении Ti, Ti-Ta и Ta: покрытие из Ti имеет острые, трехгранные пирамидоподобные колонны с плоскими гранями и острыми углами. При напылении Ta колонны имеют более сглаженный вид. Покрытие из Ti-Ta представляет собой промежуточный вид между покрытием из Ti и Ta – колонны имеют «ёлочную», сглаженную форму, при этом видны достаточно острые вершины этих колонн.

По результатам измерения толщин покрытий наибольшая толщина у покрытия из Ti-Ta – от 0,7 до 0,9 мкм, толщина у покрытия из Ti или Ta толщина в целом схожа – от 0,4 до 0,6 мкм. Толщина переходного слоя составляет от нескольких десятков нм в случае Ti-Ta и Ta покрытия, до 100-200 нм в случае Ti покрытия.

Степень адгезии магнетронных покрытий к подложкам из выбранных сплавов оценивалась с помощью скретч-теста. Пример полученных изображений при скретч-тесте представлен на рисунке 2.

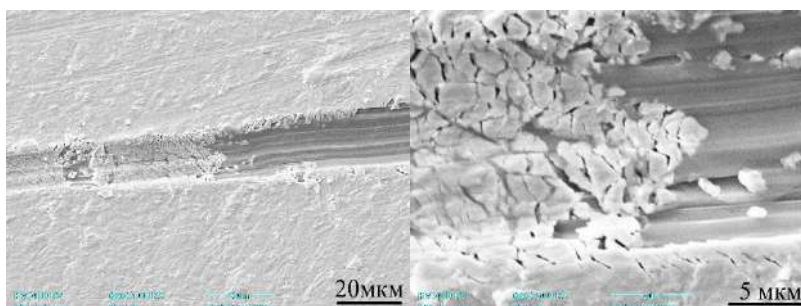


Рисунок 2 – Царапина на образце Ta@Ti-38Zr-9Nb: вид царапины в сканирующий электронный микроскоп

По результатам скретч-тестов видно, что отрыв покрытий происходит при значениях от ~ 0,5 до 1,1 Н, что, по литературным данным, считается нормальной адгезией для тонких покрытий металлов и сплавов на мягкие подложки [3]. Наибольшую адгезию (до 1,1 Н) показало покрытие из сплава Ti-Ta.

С помощью рентгенофазового анализа изучалась кристаллическая структура сплавов до нанесения магнетронного покрытия, фазовый состав покрытия и фазовый состав подложки после нанесения покрытия. По результатам анализа фазового состава было показано, что в исходном закаленном состоянии сплавы имеют ОЦК кристаллическую решетку с параметром $a = 3,40 \text{ \AA}$. Нанесение магнетронного покрытия на сплав Ti-38Zr-9Nb приводит к распаду закаленной структуры и выделению α -фазы с ГПУ решеткой с параметрами $a = 3,06$, $c = 4,82 \text{ \AA}$. Рассчитанные параметры титанового слоя на сплавах показывает что покрытием имеет ГПУ решетку, но с искаженными параметрами кристаллической ячейки, что возможно связано с влиянием подложки и переходного слоя, имеющих отличающиеся параметры кристаллической решетки. Покрытие из сплава Ti-Ta имеет ОЦК решетку с параметром $a = 3,30 \text{ \AA}$, т.е. выбранного количества Ta оказалось достаточным чтобы зафиксировать высокотемпературную β -фазу в сплаве Ti-Ta. Покрытие из Ta имеет резко отличающуюся кристаллическую решетку. По литературным данным при магнетронном распылении чистого Ta в тонких пленках может фиксироваться β -Ta с тетрагональной

кристаллической решеткой (часто описывается как сложная тетрагональная структура с параметрами $a=10,2 \text{ \AA}$, $c=5,3 \text{ \AA}$ и 30 атомами в элементарной ячейке) [4].

Были проведены статические испытания пластин сплавов Ti-38Zr-(9, 11, 13)Nb до и после нанесения магнетронных покрытий из Ti, Ti-Ta, Ta. До нанесения магнетронного покрытия все образцы закаливались с температуры 600°C с выдержкой в течение 10 мин и охлаждением в воду.

По результатам механических испытаний, можно отметить, что нанесение магнетронного покрытия значительно снижает пластичность сплава Ti-38Zr-9Nb с $\sim 19\%$ до $\sim 10\%$. Охрупчивание сплавов при магнетронном напылении можно связать с нагревом образцов во время процесса и распаду зафиксированной в результате закалки мягкой β -фазы с ОЦК решеткой на ряд из α - и β -фаз. Было установлено, что нагрев образцов происходит на этапе предварительного ионного травления (ПИТ), направленного на активацию поверхности к непосредственному нанесению покрытия. Так же на образце из сплава Ti-38Zr-9Nb с покрытием из Ti было показано, что повторная закалка с 600°C , с выдержкой в течение 5 мин и охлаждением в воду возвращает исходную пластичность сплава за счет повторной фиксации высокотемпературной β -фазы. Для сплава Ti-38Zr-11Nb также можно отметить некоторое снижение пластичности, опять же за счет недостаточной стабилизации β -фазы и ее распада на α - и β -фазы. Для сплава Ti-38Zr-13Nb нанесение покрытий практически не меняет механических свойств, их разница остается незначительной.

На рисунке 3 представлены примеры диаграмм растяжения сплава Ti-38Zr-9Nb в состоянии после закалки, после нанесения магнетронных покрытий из Ti, Ti-Ta и Ta, а также после повторной закалки образца с титановым покрытием.

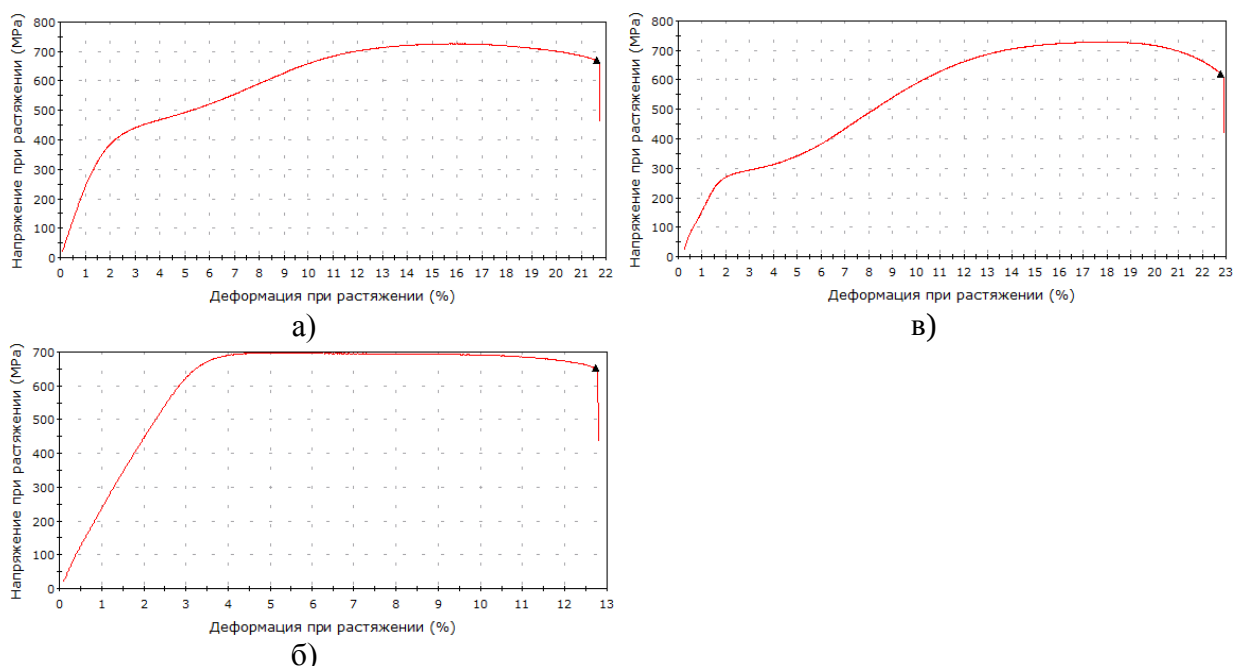


Рисунок 3 – Диаграммы растяжения сплава Ti-38Zr-9Nb: а – в исходном состоянии, б – после нанесения Ti, в – после нанесения Ti и последующей повторной закалки с 600°C

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-13-00186, <https://rscf.ru/project/24-13-00186/>.

СПИСОК ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Chen L.Y., Cui Y.W., Zhang L.C. Recent development in beta titanium alloys for biomedical applications // *Metals*. 2020. V. 10. Is. 9. Art. N 1139. DOI: 10.3390/met10091139
2. Sergienko, K. V., Konushkin, S. V., Kaplan, M. A., Gorbenko, A. D., Guo, Y., Nasakina, E. O., Sudarchikova, M. A., Sevostyanova, T. M., Morozova, Y. A., Shatova, L. A., Mikhlik, S. A., Sevostyanov, M. A., & Kolmakov, A. G.. Physical and Mechanical Properties of Ti-Zr-Nb Alloys for Medical Use // *Metals*, 2024, Vol. 14, No. 1311, DOI: 10.3390/met14111311.

3. Kataria S, Ramaseshan R, Dash S, Tyagi AK. Nanoindentation and scratch studies on magnetron sputtered Ti thin films. J Nanosci Nanotechnol. 2009 Sep;9(9):5476-9. doi: 10.1166/jnn.2009.1174. PMID: 19928247

4. D. Bernoulli, U. Müller, M. Schwarzenberger, R. Hauert, R. Spolenak, Magnetron sputter deposited tantalum and tantalum nitride thin films: An analysis of phase, hardness and composition, Thin Solid Films, Volume 548, 2013, Pages 157-161, ISSN 0040-6090, <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2013.09.055>

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ Ti-11Nb-(1-3)Mo МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ

Севостьянов М.А.^{*}, Пруцков М.Е., Насакина Е.О., Конушкин С.В., Жидков В.К.,
Морозова Я.А., Колмаков А.Г.

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

^{*}cmakp@mail.ru

Титановые сплавы играют ключевую роль в современной медицинской практике, особенно в области ортопедической и стоматологической имплантологии. Их широкое использование обусловлено рядом уникальных физико-механических и биохимических характеристик, таких как высокая удельная прочность, низкая плотность, исключительная устойчивость к биокоррозионным процессам и высокая биосовместимость. Эти свойства делают титан оптимальным материалом для долгосрочного применения в организме человека, снижая риск отторжения имплантатов и обеспечивая высокую функциональность конструкций. Применяемые сплавы на основе титана, такие как Ti-6Al-4V и Ti-6Al-7Nb могут со временем вызывать нежелательные биологические реакции. Так ионы алюминия вызывают неврологические расстройства, а ионы ванадия связаны с ферментативным нарушением. В настоящее время β -сплавы на основе титана привлекают значительное внимание исследователей и инженеров. Это обусловлено их способностью к модификации физико-механических характеристик через регулирование параметров обработки. Данный подход позволяет целенаправленно изменять свойства сплавов, включая снижение модуля упругости и повышение коррозионной стойкости, что делает их перспективными для различных приложений в области ортопедии и стоматологической имплантологии [1-2].

Целью работы разработка способа получения однородных сплавов Ti-11Nb-(1-3)Mo и исследование механических свойств сплавов полученных путём многократного переплава и гомогенизационного отжига и получение полуфабрикатов в виде пластин для дальнейших исследований.

Исходные сплавы получены путём выплавки особо чистых исходных материалов йодидного титана, ниобия марки Нб-1 и молибдена марки МЧ. Гомогенная структура полученных слитков достигалась путем многократного переплава в аргонодуговой плавильной печи. Образцы были исследованы в четырёх состояниях: после холодной прокатки (исходное) до конечной толщины пластин 1-1,2 мм, дополнительной закалке пластин перед деформацией с 700°C, 800°C и 900°C в воду с выдержкой в течении 10 мин.

Микроструктура поверхности сплавов после травления была исследована с помощью оптического микроскопе Альтами МЕТ 5С. На Рис. 1 приведены, как пример, изображения микроструктуры сплава Ti-11Nb-1Mo в исходном состоянии (Рис. 1а), после закалки с 700°C (Рис. 1б), после закалки с 800°C (Рис. 1в) и после закалки с 900°C (Рис. 1г).

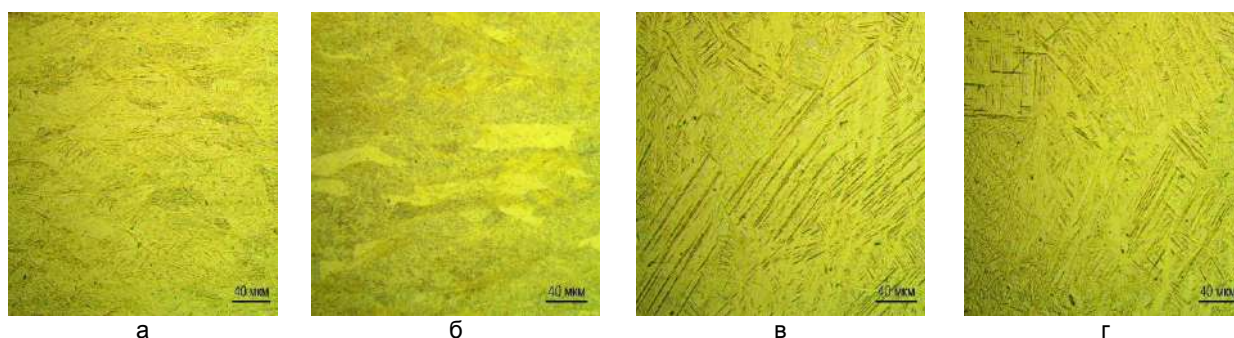


Рисунок 1 – Микроструктура сплава Ti-11Nb-1Mo: а – в исходном состоянии; б – после закалки с 700°C; в – после закалки с 800°C; г – после закалки с 900°C

Из таблицы 1 видно, наличии выраженной закономерности в изменении физико-механических свойств титановых сплавов в зависимости от их химического состава и режимов термической обработки.

Таблица 1 – Механические свойства исследуемого сплава после деформации

Сплав	Механические свойства	Холодная прокатка	Холодная прокатка + закалка с 700°C	Холодная прокатка + закалка с 800°C	Холодная прокатка + закалка с 900°C
Ti-11Nb-1Mo	σ_B , МПа	961	820	717	708
	ϵ , %	8,8	8,8	27,6	27,0
	Модуль Юнга	56		63	
Ti-11Nb-2Mo	σ_B , МПа	1024	818	661	656
	ϵ , %	0,4	8,5	16,3	31,8
	Модуль Юнга	92		122	
Ti-11Nb-3Mo	σ_B , МПа	1071	573	573	588
	ϵ , %	8,2	45,1	43,6	42,3
	Модуль Юнга	80		100	

Установлено, что легирование молибденом способствует росту прочностных свойств. При достижении содержания Mo, соответствующего пределу прочности 1071 МПа, материал демонстрирует удовлетворительный уровень пластичности с величиной относительного удлинения 8%. Закалка приводит к закономерному увеличению пластичности титановых сплавов до 45%. Дополнительно следует отметить, что сплав Ti-11Nb-1Mo после прокатки обладает минимальным значением модуля Юнга. Этот параметр, характеризующий жесткость материала, имеет ключевое значение для оценки его способности воспринимать и передавать механические нагрузки.

Регулирование химического состава и режимов термической обработки открывает широкие перспективы для направленного формирования комплекса механических свойств, позволяя получать материалы с заданным уровнем эксплуатационных характеристик в широком диапазоне.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Kligman S., Zhi Ren, Chun-Hsi Chung, Michael Angelo Perillo, Yu-Cheng Chang, Hyun Koo, Zhong Zheng, Chenshuang Li. The impact of dental implant surface modifications on osseointegration and biofilm formation // Journal of clinical medicine. – 2021. – Vol. 10. – №. 8. – P. 1641.
2. Pandey A., Awasthi A., Saxena K.K. Metallic implants with properties and latest production techniques: a review // Advances in Materials and Processing Technologies. – 2020. – Vol. 6. – №. 2. – P. 405-440. DOI: 10.1080/2374068X.2020.1731236.

Исследование выполнено в рамках государственного задания № 075-00320-26-00.

ВЛИЯНИЕ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА МОРФОЛОГИЮ, СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ И РАСТВОРИМОСТЬ КВАРЦА И СУЛЬФИДНЫХ МИНЕРАЛОВ ЖЕЛЕЗА

Бунин И.Ж.^{1*}, Иванова Т.А.¹, Копорулина Е.В.^{1,2}, Хабарова И.А.¹

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, Москва, Россия

²Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия
*bunin_i@mail.ru

В связи с вовлечением в переработку труднообогатимых руд с низким содержанием и тонкой вкрапленностью (вплоть до микро- и наноразмеров) ценных компонентов, повышением требований к качеству концентратов металлургического передела, в России и за рубежом проводятся исследования по разработке и использованию в процессах рудоподготовки, флотации и выщелачивания руд и продуктов их обогащения немеханических энергетических методов воздействия (ультразвуковые, электрохимические, радиационные, лазерные, микроволновые, плазменные, электроимпульсные воздействия), что позволяет повысить технологические показатели переработки минерального сырья при снижении энергозатрат и повышении качества готовой продукции [1]. Исследование процесса растворения служит одним из эффективных методов выявления механизма изменений химической активности, поверхностных и технологических свойств природных минералов в результате энергетических воздействий [2–4]. В докладе представлены экспериментальные данные о влиянии нетеплового воздействия мощных электромагнитных импульсов (МЭМИ [5]) на морфологию, структуру дефектов поверхности и растворимость полупроводниковых рудных (сульфиды железа) и породообразующих (кварц) минералов.

Исследования проводили на порошкообразных мономинеральных образцах пирита с размером частиц (классы крупности: $-1.63 + 1.0$ мм, $-1.0 + 0.63$ мм и $-0.63 + 0.1$ мм); – пирротина, выделенного из медно-никелевой пирротинсодержащей руды (крупность частиц $-0.16 + 0.08$ мм и $-0.08 + 0.063$ мм), а также на образцах ожелезненного кварца с размером частиц -0.063 мм. Интенсивность процесса растворения железосодержащих сульфидов контролировали по количеству железа, переходящего в 0.1N раствор H_2SO_4 за единицу времени в стандартизованных гидродинамических условиях ($T:Ж = 1:30$; скорость перемешивания в открытом сосуде 2700 мин^{-1}). Концентрацию железа определяли фотометрическим методом после 4-часового перемешивания в 0.1N H_2SO_4 с сульфосалициловой кислотой. Процесс растворения кварца контролировали по количеству кремния, который определяли в виде ортосиликата фотоколориметрическим методом по образовавшейся в кислой среде комплексной гетерополикислоте $H_4[Si(Mo_3O_{10})_4] \times H_2O$, окрашенной в желтый цвет. Кварц перемешивали в течение четырех часов при 2700 мин^{-1} в сосуде из химически устойчивого стекла в 0.1N растворе NaOH ($T:Ж = 1:15$; $T = 20^\circ C$). При проведении экспериментов определяли не предельную концентрацию железа и кремния, которая может быть достигнута при растворении минералов, а возможность их растворения в растворах кислот в строго определенных условиях. Отличительным признаком протекания процесса растворения минералов в таких условиях эксперимента является зависимость от дефектности поверхности частиц, а не от скорости потока при перемешивании [6]. Предварительную обработку минеральных проб высоковольтными наносекундными импульсами проводили на воздухе при нормальных условиях и следующих электрофизических параметрах импульсного воздействия: передний фронт, длительность и частота повторения импульсов 2–5, 4–10 нс и 100 Гц соответственно, амплитуда импульса $U_A = 25 \text{ кВ}$; напряженность электрического поля в межэлектродном промежутке длиной 5 мм составляла $E \sim 10^7 \text{ В} \times \text{м}^{-1}$. Морфологические особенности поверхности сульфидных минералов изучали методами аналитической растровой электронной микроскопии (РЭМ–РСМА, микроскоп LEO 1420VP с энергодисперсионным спектрометром INCA Energy 350).

В результате воздействия наносекундных МЭМИ наблюдалось потемнение бледно-кремовых частиц железистого кварца; частицы приобрели песочный цвет. В водной фазе суспензии кварца (1:10) обнаружено трехвалентное железо (до 10 мг/л), свидетельствующее об окислении поверхности частиц. Сравнение кинетических кривых растворения частиц кварца до и после ($t_{\text{обр.}}=10$ с) электроимпульсной обработки свидетельствуют об общем повышении концентрации ортосиликата в растворе в среднем на 5 мг/л во всем временном интервале перемешивания, связанном с увеличением доли тонких частиц (классов крупности $-0.1+0.08$ мм и -0.063 мм), что согласуется с результатами гранулометрического анализа. Эквидистантное расположение кривых растворения свидетельствует о незначительном влиянии МЭМИ на скорость растворения частиц.

На кинетику растворения образцов *пирита* оказывали существенное влияние размер (крупность) минеральных частиц и время (суммарная "доза") электромагнитной импульсной обработки ($t_{\text{обр.}}$ или N_{imp}). В исходном состоянии ($t_{\text{обр.}}=0$ с) концентрация железа в водной фазе суспензии частиц классов крупности $(-1.63+1.0)$ мм и $(-1.0+0.63)$ мм практически не изменялась в течение 3-часового перемешивания. Для более мелкого материала $(-0.63+0.1)$ мм предварительная обработка образцов МЭМИ ($t_{\text{обр.}}=20$ с) затрудняла процесс растворения на ранних стадиях растворения, но заметно ускоряло процесс после 120 мин перемешивания (Рисунок 1а). Повышение продолжительности электроимпульсного воздействия до $t_{\text{обр.}}=50-60$ с на частицы крупности $(-0.63+0.1)$ мм и $(-1.63+1.0)$ мм приводило к существенному повышению концентрации раствора, а для частиц $(-1.0+0.63)$ мм — как повышение концентрации железа в растворе, так и изменение интенсивности процесса растворения. Таким образом, установлен эффект влияния времени (интенсивности) воздействия МЭМИ на скорость растворения мономинеральных порошков пирита.

Известно, что скорость растворения сульфидов в кислоте в большинстве случаев определяется не скоростью химических реакций, а скоростью диффузионных процессов [6]. Кинетическая кривая растворения частиц *пирротина* крупностью $-0.16+0.08$ мм после кратковременной ($t_{\text{обр.}}=10$ с) обработки МЭМИ располагалась ниже кривой, соответствующей образцу сравнения ($t_{\text{обр.}}=0$ с), что, возможно, связано с исчезновением или сглаживанием активных центров растворения на поверхности, а при повышении времени импульсного воздействия до $t_{\text{обр.}}=50$ с — выше базовой кривой (Рисунок 1б). По всей видимости, более продолжительная электромагнитная импульсная обработка ($t_{\text{обр.}} \geq 50$ с) частиц пирротина вызывала образование новых активных центров растворения на поверхности минерала; однако этого не достаточно для создания дефектов в объеме частиц при данной крупности.

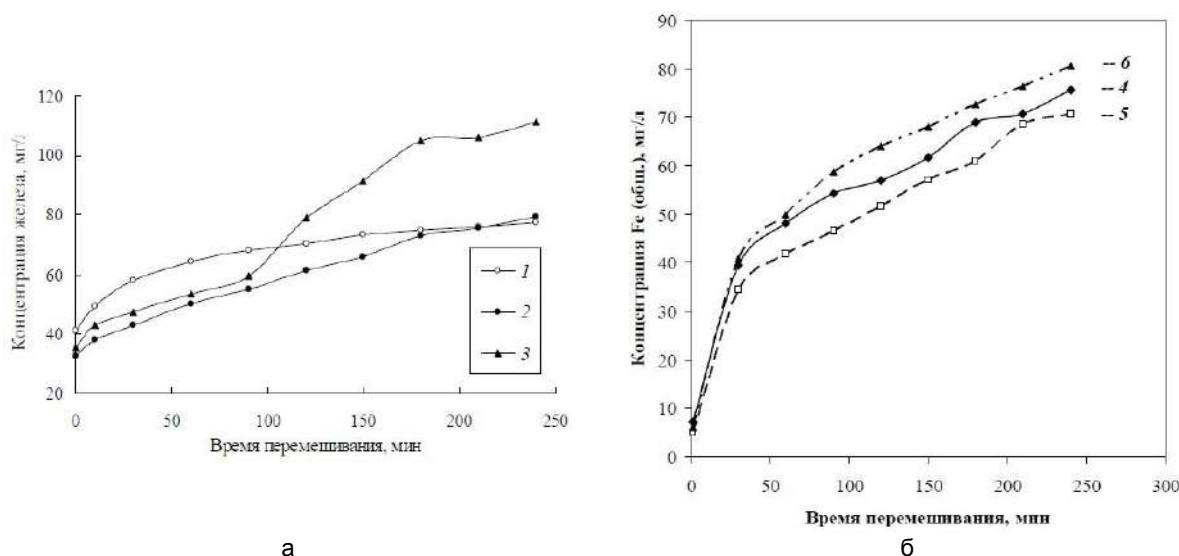


Рисунок 1 – Влияние мощных электромагнитных импульсов на кинетику растворения частиц (а) пирита и (б) пирротина: 1, 4 – до и 2, 3, 5, 6 – после обработки МЭМИ; размер частиц: 1–3 — $(-0.63+0.1)$ мм, 4–6 — $(-0.16+0.08)$ мм

По данным РЭМ в результате воздействия МЭМИ в течение $t_{\text{обр.}}=100$ с на поверхности частиц пирротина происходило образование многочисленных дефектов в виде микропор, микротрещин, эрозионных лунок (автографов) каналов электрического размером $\sim 2-3$ мкм (Рисунок 2а), а также новообразований неправильной формы (Рисунок 2б). На рентгеновских спектрах поверхности минерала (энергодисперсионный микроанализ) от области локализации таких дефектов, помимо пиков интенсивности, отвечающих Fe и S, прослеживался четкий пик, соответствующий кислороду, что может свидетельствовать о появлении участков (новообразований) оксидов, гидроксидов, сульфатов железа, а также нерастворимых полисульфидов. Данные, полученные с помощью рентгеновского микроанализатора, согласуются с результатами, полученными при химическом анализе состава поверхности пирротина и исследовании гидрофобности минеральных порошков и их суспензий после воздействия МЭМИ в установленных режимах [4, 7].

Таким образом, экспериментально показано, что предварительная электромагнитная импульсная обработка природных минералов вызывает изменение растворимости кварца; морфологии, химического (фазового) состава поверхности и интенсивности растворения железосодержащих сульфидов. Кинетические кривые растворения сульфидных минералов после воздействия МЭМИ включают стадию максимального растворения, связанную с выявлением в процессе растворения дополнительных микродефектов, образующихся в объеме минеральной матрицы.

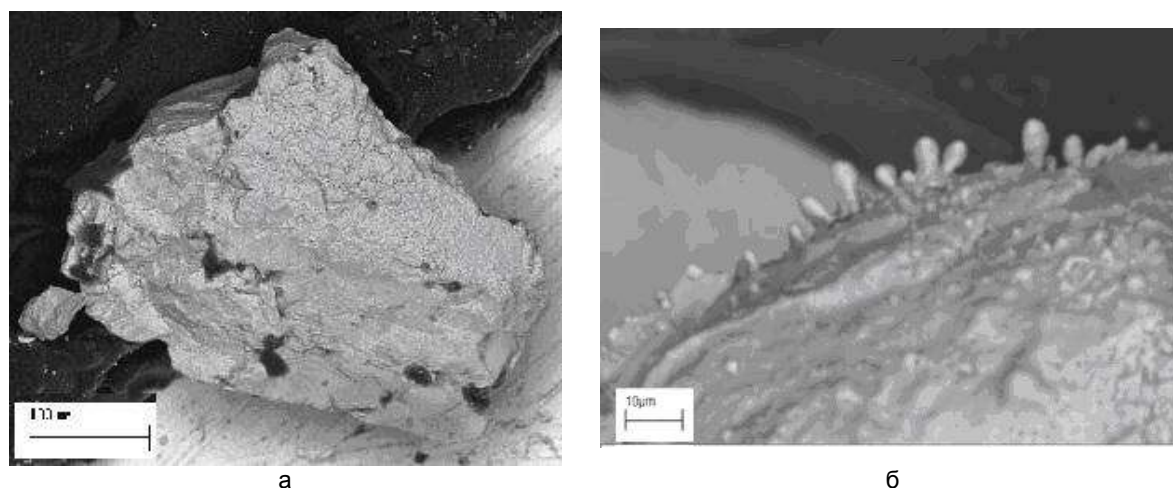


Рисунок 1 – РЭМ–изображения частицы пирротина после обработки МЭМИ: (а) общий вид, (б) новообразования на поверхности пирротина. Масштабные линейки: 100 (а); 10 (б) мкм

Исследование проведено по программе ББФ, шифр темы FMMS-2024-0006.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. В.А. Чантурия, Р.И. Исмагилов, В.Г. Миненко и др. // ФТПРПИ. 2025. № 5. С. 165-178.
2. И.Ж. Бунин, Т.А. Иванова, В.Д. Лунин // ГИАБ. 2002. № 8. С. 172-176.
3. В.А. Чантурия, И.Ж. Бунин, Т.А. Иванова // Материаловедение. 2005. № 11. С. 21-26.
4. В.А. Чантурия, Т.А. Иванова, И.А. Хабарова и др. // ФТПРПИ. 2007. № 1. С. 91-99.
5. В.А. Вдовин, Р.А. Денисов, С.А. Сапецкий, В.А. Черепенин // Радиотехника и электроника. 2023. Т. 68. № 9. С. 910-916.
6. А.С. Черняк. Процессы растворения: выщелачивание, экстракция. Иркутск: Изд. Иркут. ун-та, 1998. 407 с.
7. И.А. Хабарова // Повышение контрастности физико-химических и флотационных свойств пирротина и пентландита на основе использования электромагнитного импульсного воздействия // Дисс. канд. техн. наук. М.: ИПКОН РАН, 2011. 107 с.

ПРИМЕНЕНИЕ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ Ca–3d-МЕТАЛЛЫ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Магницкая М.В.^{1*}, Щелкачев Н.М.², Рыльцев Р.Е.³, Цвященко А.В.¹¹Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН, Москва, Россия²Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия³Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

*magnma@yandex.ru

Синтез при высоких давлениях и температурах (НРНТ) является эффективным методом создания новых функциональных материалов, в том числе многокомпонентных сплавов. При этом экспериментальный поиск их оптимальных составов остается крайне трудоемким. Современный теоретический подход к исследованию материалов – моделирование на основе потенциалов машинного обучения – позволяет значительно сэкономить усилия экспериментаторов. Указанный подход применяется для изучения обширных областей термодинамических параметров, но для многокомпонентных систем такие расчеты весьма ресурсоемки и недостаточно точны. Решением здесь является многоступенчатое трансферное обучение: на первом этапе используются точные, но медленные графовые нейронные сети, предобученные на крупных квантово-химических базах данных, которые затем дообучаются на ограниченном наборе конфигураций, полученных методами моделирования *ab initio*. На этой основе создаются более точные и быстрые полносвязные сети. Такой подход сокращает объем тренировочных данных на порядок и, в частности, позволяет адаптировать межатомные потенциалы машинного обучения (МПМО) к нестандартным обменно-корреляционным функционалам [1].

Соединения Ca с 3d-металлами мало изучены, так как они не образуются при атмосферном давлении. В работах [2, 3] были экспериментально исследованы структура и свойства составов $\text{Ca}(\text{Co}_{1-x}\text{Fe}_x)_2$ при $0 < x < 0.25$ и $\text{Ca}(\text{Ni}_{0.65}\text{Fe}_{0.35})_2$, синтезированных в НРНТ-условиях. Для возможных будущих применений крайне важно, что данные фазы высокого давления остаются метастабильными после снятия давления и сохраняются при нормальных условиях в течение длительного времени. Соединения Ca с металлами группы железа представляют собой перспективную основу для поиска новых магнитных материалов, не содержащих дорогие редкоземельные элементы. Некоторые из них обладают большими магнитными моментами и высокой температурой Кюри. Кроме того, за счет высокого содержания щелочноземельного элемента Ca они имеют низкую плотность, высокую сжимаемость и хорошие водород-сорбционные свойства.

В настоящей работе трансферное машинное обучение применялось для прогнозирования стабильности структур и построения фазовых диаграмм тройных систем Ca–Fe–Co и Ca–Fe–Ni в широком диапазоне давлений от $P=0$ до ~ 350 ГПа (давление в центре Земли). Помимо материаловедения, интерес к этим системам связан с известной геофизической проблемой пониженной (на $\sim 10\%$) плотности земного ядра, полученной из сейсмических данных, по сравнению с плотностью железа. В первую очередь мы рассмотрим систему Ca–Fe–Ni, поскольку ядро Земли состоит из железо-никелевого сплава с примесью легких элементов, а мы полагаем, что Ca может быть одним из них.

В работе использовался комплексный вычислительный подход [1], сочетающий эволюционный поиск структур (алгоритм USPEX), первопринципные DFT-расчеты и МПМО. Для системы Ca–Fe–Ni, характеризующейся резкими отличиями свойств компонентов ($B_0[\text{Ca}] \approx 17$ ГПа, $B_0[\text{Fe}, \text{Ni}] \approx 170\text{--}180$ ГПа, т.е. металлический Ca на порядок более сжимаем, чем 3d-металлы), выполнен fine-tuning потенциала DPA-3 (пакет DeepMD) на базе ~ 10000 DFT-конфигураций. В результате построены детальные фазовые диаграммы при давлениях $P=0$, 50 и 100 ГПа. При $P=0$ наши результаты согласуются с известными данными. На рисунке 1 показаны полученные фазовые диаграммы «состав–энергия» при $P=50$ ГПа. В то время как Ca и Ni могут образовывать бинарные соединения даже при $P=0$, Ca и Fe не реагируют между собой вплоть до сверхвысоких давлений. Однако при $P = 50$ ГПа нами получено стабильное

соединение Ca_3Fe_2 с довольно высоким содержанием железа и моноклинной структурой C2/m (простр. гр. №12). Предсказано также единственное тройное соединение Ca_6FeNi , тоже с моноклинной структурой. На рисунке 2 показаны структуры, входящие в convex hull при $P=50$ ГПа. Приведены вид элементарной ячейки, тип симметрии, энергия образования (в эВ/атом) и параметры решетки (в Å).

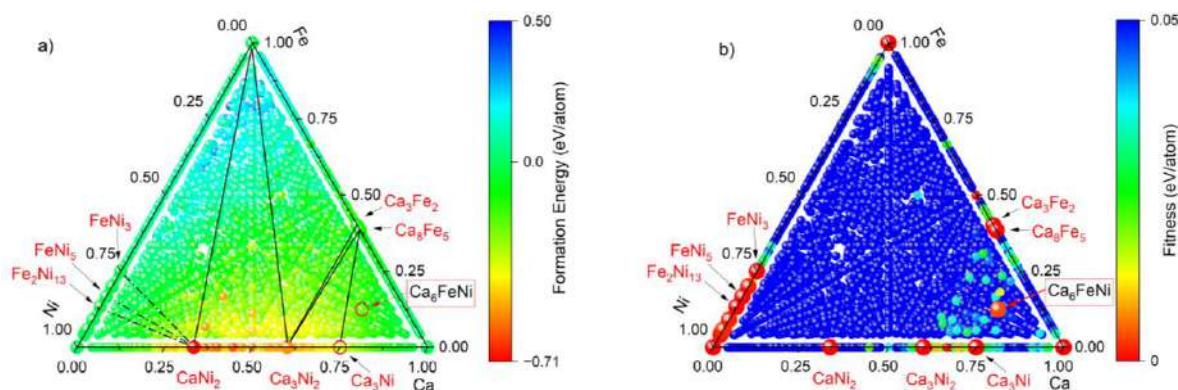


Рисунок 1 – Распределение стабильных и метастабильных фаз в системе Ca–Fe–Ni при $P = 50$ ГПа в координатах состав–энергия. Цветовая шкала соответствует (а) энергии образования, (б) расстоянию до convex hull (т.н. fitness, характеризующий степень метастабильности фазы).

Обобщая, можно сказать, что при высоких давлениях Ca выступает в роли «мягкого» лиганда, формируя вокруг каркаса Fe–Ni сложные структурные мотивы и образуя нестехиометрические соединения. Наше исследование демонстрирует успешность предложенной в [1] методики трансферного обучения для точного и эффективного моделирования сложных атомных систем в экстремальных условиях.

Ca I4₁/amd Gr. 141 tetragonal $E_{\text{formation}}=0$ Vol=17.1 $a=b=5.044$, $c=2.689$ $\alpha=\beta=\gamma=90$ Ca 4b 0 1/4 3/8 Supercell-112 is shown	$\text{Fe}_{13}\text{Ni}_2$ C2/m Gr. 12 monoclinic $E_{\text{formation}}=-0.017$ Vol=9.223 $a=11.99$, $b=3.33$, $c=7.05$, $\alpha=101.25$, $\beta=90$, $\gamma=276.65$ Fe1 4i 2/5 0 0.30 Ni1 4i 3/5 0 0.37 Ni2 4i 0 0 0.83 Ni3 4i 1/5 0 0.57 Ni4 4i 1/5 0 0.90 Ni5 4i 3/5 0 0.03 Ni6 4i 1/5 0 0.23 Ni7 2c 0 0 1/2	CaNi_2 Fd-3m Gr. 227 cubic $E_{\text{formation}}=-0.7004$ Vol=11.577 $a=b=c=6.525$ Ni1 16c 0 0 0 Ca1 8b 3/8 3/8 3/8	Ca_3Ni Fm-3m Gr. 225, Cubic $E_{\text{formation}}=-0.393$, vol= 14.697 $a=b=c=6.17$ Ni1 4b 1/2 1/2 1/2 Ca1 8c 1/4 1/4 1/4 Ca2 4a 0 0 0
Ca_5Fe_8 Amm21 Gr. 38, Orthorhombic, Vol= 13.54 $a=10.02$, $b=4.39$, $c=8$ Ca1 0.75 0 0.21 Ca2 1/2 0 0.54 Ca3 1/2 0 0.21 Ca4 0.75 0 0.55 Ca5 0 0 0.34 Ca6 0 0 0.67 Fe1 0.81 0 0.89 Fe2 0.61 0 0.87 Fe3 0 0 0.01	FeNi_5 Cmmm Gr. 65, orthorhombic $E_{\text{formation}}=-0.0165$ Vol=11.095 $a=3.33$, $b=9.96$, $c=3.34$, Fe1 2d 0 0 1/2 Ni1 4i 0 0.17 0 Ni2 4j 0 0.33 1/2 Ni3 2b 1/2 0 0	Ca_3Ni_2 P6₃/mmm Gr. 191, hexagonal, $E_{\text{formation}}=-0.535$, Vol=13.521 $a=b=4.71$, $c=7.03$ Ni1 3f 1/2 0 0 Ni2 1b 0 0 1/2 Ca1 2e 0 0 0.82 Ca2 4h 1/3 2/3 0.32	Ca_3Fe_2 C2/m1, Gr. 12, monoclinic, $E_{\text{formation}}=-0.117$ Vol=13.678 $a=7.89$, $b=4.39$, $c=8.12$, $\alpha=\gamma=90$, $\beta=103.17$, Ca1 0.14 0 0.12 Ca2 0.19 0 0.79 Ca3 0.15 0 0.46 Fe1 0.52 0 0.63 Fe2 0.46 0 0.11
Ni Fm3m Gr. 225 cubic-fcc Vol=9.148 $a=3.320$ $E_{\text{formation}}=0$	FeNi_3 Pm3m Gr. 221 cubic Vol=9.337 $a=3.34$ $E_{\text{formation}}=-0.0148$	Fe P6₃/mmc Gr. 194, mp-136 ($P=0$), Vol=8.882, Hex., $E_{\text{formation}}=0$ $a=b=2.35$, $c=3.73$ Fe 2d 1/3 1/6 3/4	Ca_2Ni Pnma, Gr. 62 orthorhombic $E_{\text{formation}}=-0.132$ $a=5.99$, $b=4.00$, $c=14.53$ Ca1 4c 0.14 1/4 0.59 Ca2 4c 0.37 1/4 0.34 Ni1 4c 0.60 1/4 0.51

Рисунок 2 – Структуры, входящие в convex hull системы Ca–Fe–Ni при $P = 50$ ГПа.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Е.О. Khazieva, N.M. Chtchelkatchev, R.E. Ryltsev. // J. Chem. Phys. 2024. V. 161. #174101.
2. A.V. Tsvyashchenko et al. // Phys. Met. Metall. 2002. V. 93. S59.
3. В.С. Покатилов и др. Доклады XXV международной конференции «Новое в магнетизме и магнитных материалах» сс.7.34–7.36. М.: МИРЭА, 2024 г.

**ТРАНСФЕРНОЕ ОБУЧЕНИЕ ДЛЯ УСКОРЕНИЯ ПРЕДСКАЗАНИЯ
ДИНАМИКИ СЛОЖНЫХ АНСАМБЛЕЙ АТОМОВ****Щелкачев Н.М.^{1,2*}, Рыльцев Р.Е.³, Магницкая М.В.²**¹*Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия*²*Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН, Москва, Россия*³*Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия***shchelkachev.nm@phystech.edu*

Большинство современных функциональных материалов на основе металлических сплавов — это многокомпонентные материалы, приобретающие свои физико-химические свойства за счет комплексного легирования большим числом элементов. Большое количество степеней свободы делает чисто экспериментальный процесс поиска оптимальных составов сплавов крайне трудоемким и энергозатратным. Традиционный метод исследования таких систем в значительной степени исчерпал свой ресурс и не отвечает современным требованиям. Поэтому важной задачей является разработка новых подходов к дизайну материалов с использованием передовых открытий, новых установленных закономерностей, новейших методик исследования вещества.

Один из перспективных методов — многомасштабное моделирование, основанное на применении алгоритмов искусственного интеллекта. Полезная особенность этих подходов — это возможность детально исследовать широкие области термодинамических параметров, что важно для промышленности. Однако недавние исследования показали, что даже этот перспективный подход может быть крайне трудоемким и неточным для расчета транспортных свойств или фазовых диаграмм некоторых металлических сплавов.

С ростом числа химических элементов в материале быстро увеличивается количество возможных структур, так что тренировочные датасеты для построения потенциалов машинного обучения (MLIP) по идее должны содержать десятки или даже сотни тысяч конфигураций. Создание таких баз данных чрезвычайно трудоемкий и энергозатратный процесс. Кроме того, повышается вычислительная сложность *ab initio* расчетов, необходимых для формирования эталонных значений энергий и сил для данных конфигураций. Все это делает стандартные процедуры создания MLIP для многокомпонентных систем неэффективными.

Вычислительные затраты можно снизить на порядки, используя многоступенчатое трансферное обучение (рисунок 1). Идея состоит в применении «универсальных» MLIP на основе сверхточных, но «медленных» графовых нейросетей, предобученных на больших квантовохимических базах данных, которые далее дообучаются на относительно малом числе *ab initio* конфигураций (fine-tuning). Далее на основе такой модели создается уже специализированный MLIP, основанный на более «быстрых» полносвязных нейронных сетях, позволяющих проводить расчеты с миллионами частиц на больших пространственно-временных масштабах. Такой подход позволяет совершить качественный скачок в создании MLIP и перейти от относительно простых модельных систем к многокомпонентным сплавам, по сложности сопоставимым с реально используемыми в промышленности функциональными материалами. Реализация описанной схемы требует применения прорывных методов машинного обучения, таких как особые алгоритмы сэмпинга обучающих структур, алгоритмы компрессии нейросетей, новейшие «механизмы внимания» в глубоком машинном обучении.

Model ①	F1 ↑	DAF ↑	Prec ↑	Acc ↑	MAE ↓	R ² ↑	K _{SRME} ↓	Training Set
eqV2 M	0.917	6.047	0.924	0.975	0.02	0.848	1.771	3.37M (102M) (OMat24+MPtrj)
DPA3-v1-OpenLAM	0.883	5.754	0.88	0.963	0.023	0.869	0.741	6.6M (113M) (OMat24+MPtrj+sAlex)
GRACE-2L-OAM	0.88	5.774	0.883	0.963	0.023	0.862	0.294	6.6M (113M) (OMat24+sAlex+MPtrj)
ORB	0.88	6.041	0.924	0.965	0.028	0.824	1.732	3.25M (32.1M) (MPtrj+Alex)
MatterSim v1 5M	0.862	5.852	0.895	0.959	0.024	0.863	0.574	17M (MatterSim)
MACE-MPA-0	0.852	5.582	0.853	0.954	0.028	0.842	0.412	3.37M (12M) (MPtrj+sAlex)
GNoME	0.829	5.523	0.844	0.955	0.035	0.785	n/a	6M (89M) (GNoME)
GRACE-1L-OAM	0.824	5.255	0.803	0.944	0.031	0.842	0.516	6.6M (113M) (OMat24+sAlex+MPtrj)

Рисунок 1 – Универсальные графовые нейросети, появившиеся в открытом доступе в последние полгода (см. <https://matbench-discovery.materialsproject.org/>).

Результаты применения нами описанной методики проиллюстрированы на рисунках 2 и 3 для систем Fe–V и Fe–Cr–V–C, соответственно.

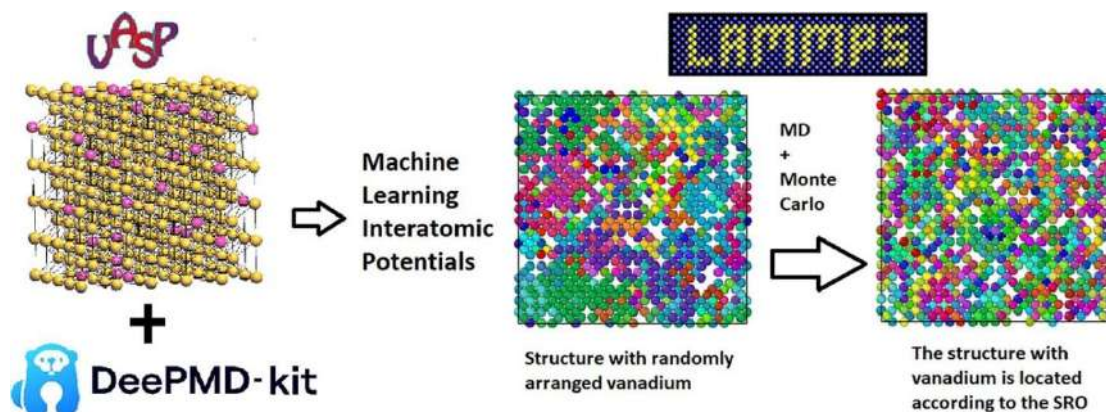


Рисунок 2 – Изучение ближнего химического и магнитного порядка (SRO) в объемноцентрированных кубических сплавах Fe–V [1].

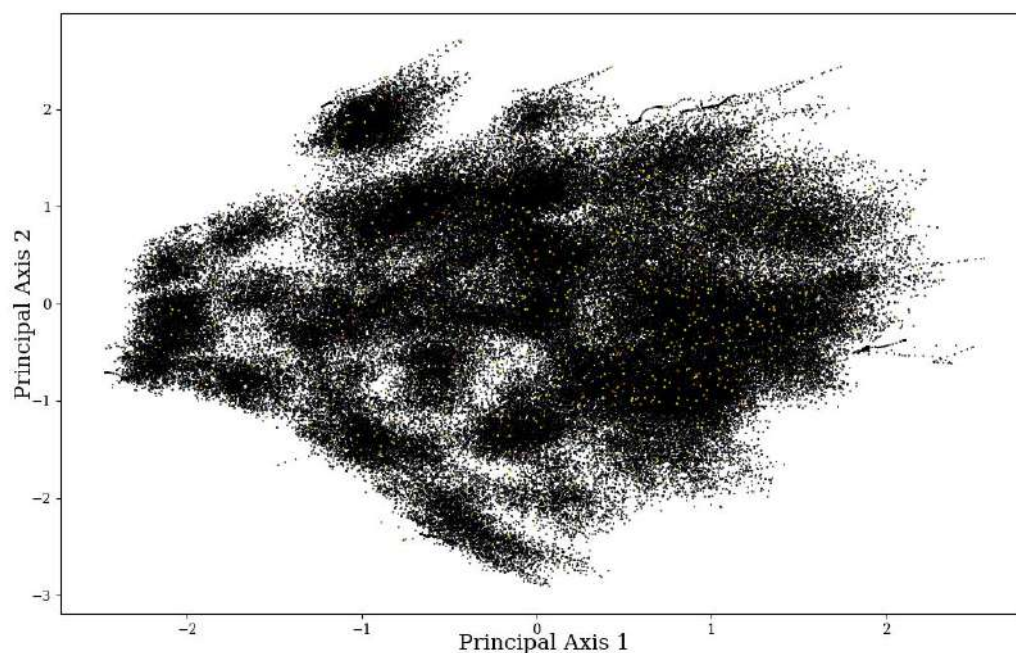


Рисунок 3 – Анализ методом главных компонент (PCA) тренировочной базы данных сплава Fe–Cr–V–C. Для характеристики локальной структуры использовались SOAP дескрипторы. База данных содержит порядка 200 тыс. структур, полученных универсальной графовой нейросетью мате-тра с помощью классической молекулярной динамики и методов Монте-Карло.

Стратегия с использованием трансферного обучения и графовых нейросетей позволяет на порядок сократить объем обучающих данных по сравнению со стандартным подходом и с низкими затратами переобучить межатомный нейросетевой потенциал на нестандартные обменно-корреляционные функционалы, такие как r^2 SCAN и PBEsol. Например, расчет вязкости в многокомпонентных металлических расплавах представляет собой сложную задачу как для классических, так и для *ab initio* методов. Мы провели моделирование кинематической вязкости в тройных расплавах Al–Cu–Ni с использованием потенциалов глубоких нейронных сетей; отклонение от экспериментальных данных не превышает 12% и близко к интервалу неопределенности экспериментальных данных [2, 3].

Что еще более важно, наше моделирование воспроизводит минимальную концентрационную зависимость вязкости эвтектического состава. Мы построили трансферным методом межатомные потенциалы для высокоэнтропийных сплавов и рассчитали их термодинамические и механические свойства [4].

Разработка новых вычислительных подходов на основе графовых нейросетей и трансферного подхода является перспективным методом дизайна современных конструкционных материалов. Это алюминиевые сплавы, MAX-фазы, высокоэнтропийные сплавы, объемно-аморфные сплавы и ряд материалов, интересных для атомной энергетики, исследования которых проводятся нами в сотрудничестве с промышленными предприятиями.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 23-13-00162.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Verkhoviykh A.V., Chtchelkatchev N.M., Mirzoev A.A., Chernovol P.I. // Comput. Mater. Sci. 2025. Vol. 246. P. 113402.
2. Khazieva E.O., Chtchelkatchev N.M., Ryltsev R.E. // J. Chem. Phys. 2024. V. 161. #174101.
3. Kondratyuk N., Ryltsev R., Ankudinov V., Chtchelkatchev N. // J. Mol. Liq. 2023. V. 380. #121751.
4. Uporov S.A., Evdokimov I.V., Sidorov V.A. et al. // Intermetallics. 2025. V. 177. #108575.

**ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ
БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Ti–Zr–Nb–Sn ПРИ
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ**

Деркач М.А., Гундерова С.Д., Шереметьев В.А.
Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия
derkach.ma@misis.ru

Несмотря на широкое применение в ортопедии сплава Ti-6Al-4V, клиническая практика выявила его недостатки: потенциальную токсичность легирующих элементов и высокий модуль упругости (~110 ГПа), несоответствующий костной ткани (10–30 ГПа), что приводит к резорбции кости и нарушению фиксации имплантатов. В связи с этим активно ведутся поиски новых биосовместимых материалов, и особое внимание привлекают сплавы с памятью формы на основе системы Ti–Zr–Nb–Sn. Данные сплавы, состоящие исключительно из биоинертных элементов, демонстрируют не только высокую коррозионную стойкость, но и пониженный модуль упругости, а легирование оловом (Sn) позволяет дополнительно повысить суммарную обратимую деформацию за счет формирования благоприятной кристаллографической текстуры. Однако комплексное влияние термомеханической обработки на эволюцию структурно-фазового состояния и, как следствие, на функциональные свойства сплавов Ti–Zr–Nb–Sn нового поколения изучено недостаточно, что сдерживает их практическое применение в качестве материалов для изготовления ортопедических имплантатов. В связи с этим целью настоящей работы является исследование особенностей формирования структуры и ее влияния на механические и функциональные свойства данных сплавов в зависимости от режимов термомеханической обработки.

В качестве материалов для исследования методом электродуговой плавки были выплавлены два сплава системы Ti–Zr–Nb–Sn с различным содержанием циркония: низкоциркониевый Ti–18Zr–12,5Nb–2Sn и высокоциркониевый Ti–40Zr–8Nb–2Sn (ат. %). Слитки подвергли горячей прокатке и гомогенизационному отжигу для получения исходной равноосной структуры β -фазы, после чего проводили холодную прокатку ($\epsilon=0,3$) с последеформационными отжигами в интервале температур 500–800 °C. Структурно-фазовые изменения исследовали методами рентгеноструктурного анализа, оптической и сканирующей электронной микроскопии. Механические и функциональные свойства оценивали по результатам измерения твердости, механических испытаний на растяжение и циклических испытаний на сверхупругость.

Установлено, что после холодной прокатки с умеренной степенью деформации ($\epsilon = 0,3$) и последующего отжига при 550 °C в обоих сплавах формируется полигонизованная дислокационная субструктура, тогда как повышение температуры отжига инициирует процессы рекристаллизации. Данное структурное состояние обеспечивает сочетание относительно высокой прочности и умеренной пластичности ($\sigma_s = 687$ МПа, $\delta = 11,2\%$ в сплаве Ti-40Zr-8Nb-2Sn и $\sigma_s = 598$ МПа, $\delta = 7,4\%$ в сплаве Ti-18Zr-12,5Nb-2Sn). Оба сплава в этом состоянии проявляют относительно высокие сверхупругие свойства с суммарной обратимой деформацией 4% для сплава Ti–18Zr–12,5Nb–2Sn и 5.9% для Ti–40Zr–8Nb–2Sn. При этом обратимая сверхупругая деформация высокоциркониевого сплава (4,4%) более чем вдвое превышает соответствующий показатель низкоциркониевого сплава.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского
научного фонда № 25-29-01454*

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ПУАССОНА КОНСТРУКЦИОННЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ FDM

Спорышева Д.И.* , Виндокуров И.В., Ташкинов М.А.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия

*disporysheva@pstu.ru

Технология Fused Deposition Modeling (FDM) широко применяется в современной промышленности благодаря технологической гибкости, доступности и возможности изготовления функциональных изделий сложной геометрии. Однако послойная природа формирования структуры приводит к выраженной анизотропии механических свойств, что усложняет инженерные расчёты и моделирование. Одной из ключевых механических характеристик, используемых в расчётах методом конечных элементов, является коэффициент Пуассона. Некорректное задание данного параметра может приводить к существенным ошибкам при прогнозировании напряжённо-деформированного состояния, концентрации напряжений и усталостной долговечности конструкции. В ряде публикаций приводятся различные значения коэффициента Пуассона для одного и того же материала при разных ориентациях печати, что создаёт неопределённость при моделировании. Гипотеза настоящей работы заключается в предположении, что коэффициент Пуассона является внутренней характеристикой материала для выбранного метода производства конструкций.

В данной работе производилось экспериментальное определение коэффициента Пуассона для напечатанных на 3D-принтерах образцов из PLA, ABS, PA12, PETG, PP, PVDF, PEEK, PSU и PEI. Для части образцов из PEEK была проведена термообработка с целью улучшения механических свойств [1]. Испытания на одноосное растяжение выполнялись на машине Instron 68SC-5 с датчиком усилия 5 кН. Определение коэффициента Пуассона осуществлялось двумя методами: Vic-3D Micro-DIC – система цифровой корреляции изображений; Instron AVE 2 – бесконтактный видеоэкстензометр для измерения продольных и поперечных деформаций. Испытания проводились для двух ориентаций укладки филамента: $\alpha = 0^\circ$ и $\alpha = 90^\circ$. Коэффициент Пуассона определялся как отношение поперечной деформации к продольной на линейном участке диаграммы растяжения. Дополнительно определялись модуль упругости, предел прочности, относительное удлинение при разрыве.

Полученные значения коэффициента Пуассона для всех исследованных материалов лежат в диапазоне 0,35–0,44 (Рисунок 1). Наибольшее значение характерно для термообработанного PEEK ($\approx 0,44$), наименьшее – для PETG ($\approx 0,35$ –0,36). Сравнение результатов Vic-3D и AVE 2 показало, что различия между методами не превышают 2,35 % и проявляются преимущественно в третьем знаке после запятой. При представлении коэффициента с точностью до двух знаков различия отсутствуют.

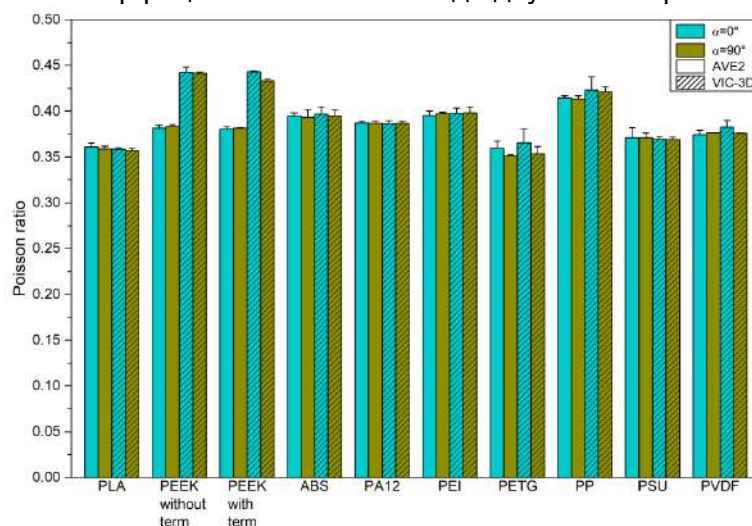


Рисунок 1 – Значения коэффициента Пуассона для различных термопластов

Анализ влияния ориентации укладки филамента показал отсутствие статистически значимых различий коэффициента Пуассона при $\alpha = 0^\circ$ и $\alpha = 90^\circ$. Таким образом, в пределах упругой области данный параметр может рассматриваться как характеристика материала, а не технологического направления печати. В то же время, модуль упругости и предел прочности существенно зависят от ориентации. В большинстве случаев при $\alpha = 0^\circ$ наблюдается увеличение модуля упругости и прочности по сравнению с $\alpha = 90^\circ$, что подтверждает анизотропный характер прочностных характеристик FDM-изделий. Термообработка PEEK привела к увеличению предела прочности до ~48 % при укладке 0° и ~30 % при 90° , что связано с повышением степени кристалличности материала.

Результаты получены при выполнении государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации на выполнение фундаментальных научных исследований (проект FSNM-2025-0001).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Vindokurov I. [и др.]. Effect of heat treatment on elastic properties and fracture toughness of fused filament fabricated PEEK for biomedical applications // Polymers. 2022. № 24 (14). С. 5521.

ПОЛУЧЕНИЕ ОБЪЕМНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА СОСТАВА $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ОСКОЛОЧНОЙ ФОРМЫ ЧАСТИЦ

Попова К.А.^{1*}, Сучков А.Н.^{1,2}, Баздникина Е.А.¹, Федянин Н.Е.^{1,2}, Михальчик В.В.¹,
Баженов А.А.¹

¹Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

²Сколковский институт науки и технологий, Москва, Россия

*popovaksenia2501@gmail.com

Объемные аморфные металлические сплавы (ОАМС) представляют собой перспективный класс материалов, обладающих уникальным комплексом физико-механических свойств, обусловленных отсутствием дальнего порядка в атомной структуре. Традиционные методы получения ОАМС, такие как литье в медную форму, ограничены в возможностях изготовления изделий сложной геометрии. В связи с этим аддитивные технологии, в частности селективное лазерное плавление (SLM – Selective Laser Melting), открывают новые возможности для выращивания трехмерных ОАМС благодаря сочетанию высоких скоростей охлаждения и послойного синтеза. Для обеспечения высокого качества SLM-изделий порошки должны обладать однородным химическим составом, сферической формой частиц, узким фракционным составом. В качестве экономически целесообразной альтернативы сферическим порошкам рассматриваются осколочные порошки, полученные механическим дроблением, что позволяет исключить энергоемкую операцию сфероидизации. В работе для получения образцов ОАМС методом SLM использован кристаллический порошок с осколочной формой частиц, проведен анализ их структурно-фазового состояния и термических характеристик, а также выполнено сравнение их свойств с аналогами, изготовленными из сферических порошков [1].

В качестве основы для SLM-печати выбран сплав $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$, обладающий высокой стеклообразующей способностью и хорошими механическими свойствами. Образцы напечатаны с варьированием параметров мощности лазера $P = (60–150 \text{ Вт})$ и скорости сканирования $v = (300–2100 \text{ мм/с})$.

На основе рентгенофазового анализа и исследования микроструктуры выявлено, что наиболее оптимальными режимами для SLM-печати (рисунок 1) ОАМС из кристаллических порошков с осколочной формой частиц являются «60 Вт – 600 мм/с», «60 Вт – 900 мм/с», «90 Вт – 1200 мм/с» и «120 Вт – 2100 мм/с». Во всех образцах размер кристаллических включений не превышал 1 мкм.

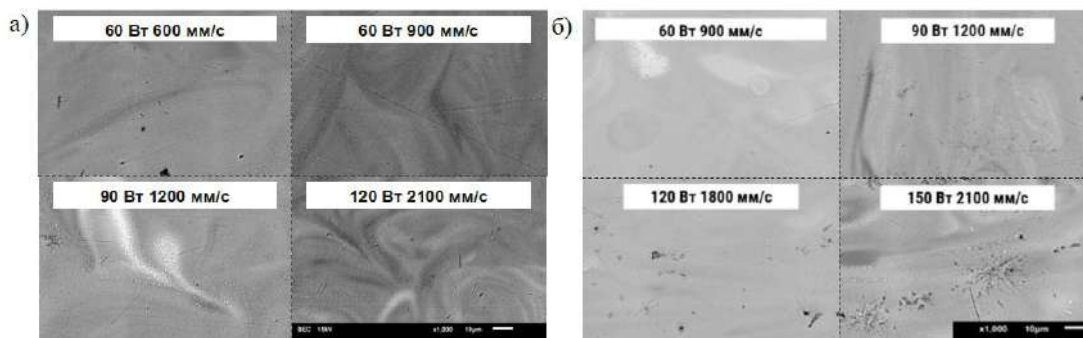


Рисунок 1 – Микроструктуры образцов состава $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$, полученных с помощью SLM-печати из осколочных (а) и сферических (б) порошков, имеющие наилучшие характеристики

Данные дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) показали, что кристаллизация напечатанных образцов происходит в две стадии (рисунок 2): первая фаза начинает кристаллизоваться при $T_{x1} = (428 \pm 2) ^\circ\text{C}$, что ниже температуры кристаллизации исходной аморфной ленты ($456 ^\circ\text{C}$), вторая – при $T_{x2} = 507 ^\circ\text{C}$. Температура стеклования T_g оценивается приблизительно в $300 ^\circ\text{C}$.

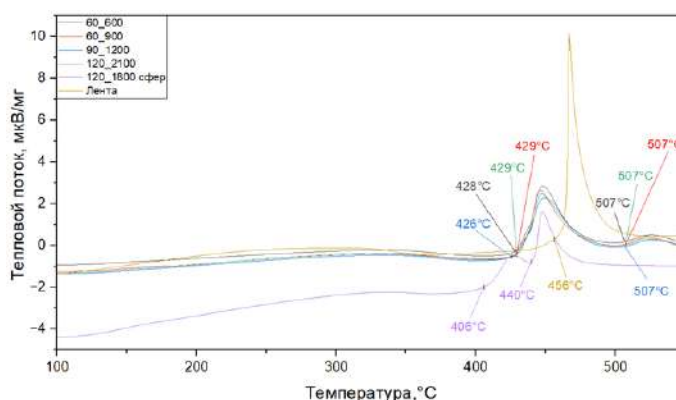


Рисунок 2 – ДСК кривые для напечатанных SLM-образцов и аморфной ленты сплава $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27.5}Cu_{7.5}$ полученные со скоростью нагрева 20 К/мин

В аморфном состоянии коэффициент линейного термического расширения составляет в среднем $10 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Аморфные образцы обладают в 1,5 раза меньшей температуропроводностью по сравнению с кристаллическими. Все наблюдаемые изменения коррелируют с данными ДСК.

При оптимальных параметрах печати плотность образцов, полученных из осколочного порошка, сопоставима с изделиями из сферического порошка. Микротвердость всех SLM-образцов превышала микротвердость литого аналога. Наилучшие прочностные характеристики зафиксированы для режима «60 Вт – 900 мм/с»: среднее значение предела прочности на сжатие составило $1612 \pm 90 \text{ МПа}$, что сопоставимо с результатами SLM-печати из сферических порошков. Наибольшее единичное значение (1779 МПа) получено при режиме «120 Вт – 2100 мм/с».

Установлено, что оптимальным режимом SLM-печати образцов с наилучшими характеристиками являются следующие параметры: мощность лазера 60 Вт, скорость сканирования 600 и 900 мм/с. При этом режим «60 Вт – 900 мм/с» является универсальным для печати как с использованием кристаллического порошка осколочной формы, так и с аморфными сферическими порошками.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 25-79-10314. <https://rscf.ru/project/25-79-10314/>

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Impact of manufacturing method on the properties of bulk amorphous $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27.5}Cu_{7.5}$ alloy/ A.N. Suchkov, E.A. Bazdnikina, J.V. Bondareva [et al.] //Intermetallics. – 2025. – Т. 185. – С. 108859.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФОРМЫ ПРОТОЧНОЙ ЧАСТИ НА ВИБРАЦИОННЫЙ ОТКЛИК ЦЕНТРОБЕЖНОГО НАСОСА

Бесчеров Д.Е., Ереев М.Н., Козин А.В., Маслов М.Г.
АО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород, Россия
bescherov@okbm.nnov.ru

К современным центробежным насосам реакторных установок предъявляются требования по низкому уровню вибрации и шума.

Наиболее важным последствием воздействия вибрации на насос является накопление повреждений при циклическом изменении нагрузки. Этот процесс приводит к образованию и распространению трещин, которые в конечном итоге разрушают конструкцию.

Виброактивность центробежного насоса определяется тремя факторами: конструкцией, технологией изготовления и условиями эксплуатации. Все факторы взаимосвязаны между собой.

Задача исследования вибрационных характеристик центробежных насосов актуальна для современных реакторных установок и требует комплекс связанных расчетов гидродинамики и вибрации. Методы расчетного компьютерного моделирования на основе современных программных средств и суперЭВМ позволяют проводить такие исследования, которые в дальнейшем подтверждаются испытаниями на стендах.

Постановка задачи

В качестве объекта исследования в данной работе рассматривается центробежный насос, обеспечивающий выбранные гидравлические характеристики:

- расход $Q = 60 \text{ м}^3/\text{ч}$;
- напор $H = 30 \text{ м}$.

Обеспечение требующихся вибрационных характеристик центробежного насоса проводится в результате расчетного исследования методами компьютерного моделирования.

Расчетное исследование включает в себя решение следующих задач:

- определение основных источников вибрации насоса;
- разработка концепции расчетного моделирования роторной системы и корпуса насоса;
- адаптация программного и аппаратного обеспечения;
- определение влияния варианта проточной части и возникающих гидродинамических сил на вибрационные характеристики насоса;
- определение вибрации, передаваемой на корпус насоса в результате вращения ротора;
- анализ результатов исследования.

Источники вибрации центробежного насоса

Источники вибрации центробежных насосов можно условно разделить на три типа: гидродинамические, механические и электромагнитные.

К гидродинамическим источникам вибрации относятся:

- силовое взаимодействие лопастей с переменным полем давлений;
- кавитационные процессы;
- сильная турбулизация потока;
- срывные процессы в проточной части;
- гидродинамические силы в зазорах «ротор-статор» и лабиринтных уплотнениях.

Причины возникновения гидродинамических источников вибрации сложно идентифицируются и анализируются, а также напрямую зависят от компоновки насоса.

Механическими источниками вибрации могут быть:

- неуравновешенные силы инерции ротора (балансировка);
- погрешности обработки элементов подшипников;
- погрешность центровки ротора при сборке;

- собственные частоты насоса в целом и его отдельных элементов.

Вибрация от электромагнитных источников так же дает свой вклад в общую вибрацию насоса. Источниками вибрации служат:

- силы, обусловленные наличием пазов в роторе и статоре;
- недостаточное усилие прессовки листов железа статора;
- несинусоидальность тока на входе в насос.

Причины возникновения вибраций механической и электромагнитной природы известны, не зависят от компоновки насоса и пути борьбы с ними понятны.

Методы расчетного анализа вибрации

Анализ влияния варианта проточной части на вибрационные характеристики насоса проводится по методике, прошедшей верификацию в АО «ОКБМ Африкантов» на насосе прототипе. Методика позволяет получать с использованием метода конечного элемента расчетные результаты, хорошо совпадающие с экспериментальными.

Расчетное моделирование

Разработанная технология расчета вибрации насоса основана на компьютерном моделировании и предполагает создание трехмерных геометрических моделей корпуса и ротора насоса.

При расчетном исследовании рассматриваются варианты проточной части насоса с выбранными гидравлическими характеристиками. Для каждого варианта используются конечно-элементные модели корпуса насоса (рис. 1), по которым проводятся гидродинамические и вибрационные расчеты.

Расчет динамики вращения ротора проводится с использованием модели, состоящей из твердых тел, соединённых между собой упругими балками (рис.2).



Рисунок 1 – Рассмотренные варианты конструкции насоса

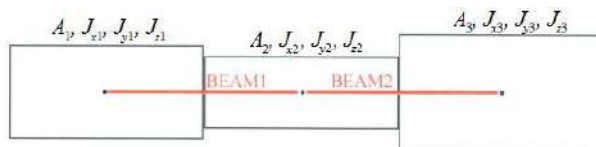


Рисунок 2 – Твердотельное моделирование ротора

Гидродинамические расчеты проточной части

Анализ влияния типа проточной части насоса проводится на основании проведенных гидродинамических расчетов. Рассматривается два типа проточной части:

- полнопроточная;
- с кольцевой гидрокамерой.

Вместе с этим рассматривается влияние количества ступеней (одна и две) на входе, что определяет скорость вращения ротора.

Визуальная оценка результатов гидро-динамических расчетов проводилась по распределениям энергии пульсаций скорости, осредненной по времени (рис.3, 4).

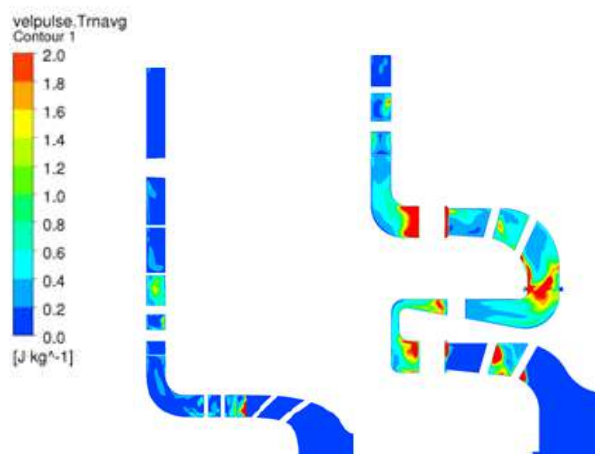


Рисунок 3 – Распределение энергии пульсации скорости, Дж/кг для вариантов полнопроточной конструкции насоса

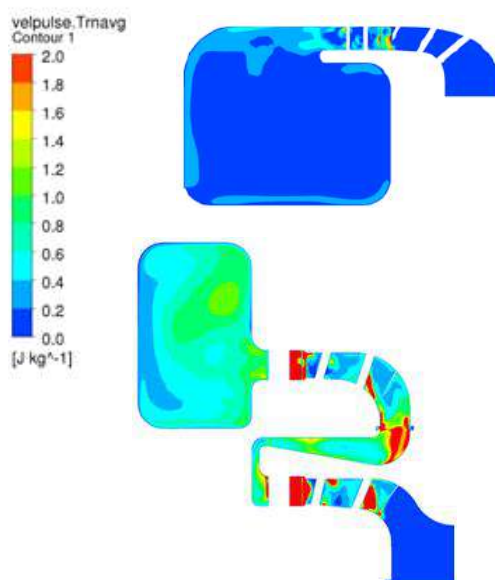


Рисунок 4 – Распределение энергии пульсации скорости, Дж/кг для вариантов конструкции насоса с кольцевой гидрокамерой

Вибрационное нагружение насоса

При определении вибрационных характеристик насоса используются результаты проведенных гидродинамических расчетов:

- поля давлений на поверхности проточной части;
- нагрузки, действующие на рабочие колеса ротора.

Проведенный расчет динамики вращения вариантов ротора на рабочей частоте с учетом полученных действующих на него сил позволил определить нагрузки, передаваемые ротором на корпус насоса.

Учитывая гидродинамические нагрузки на проточную часть насоса и нагрузки, передаваемые через радиальные подшипники на корпус, по конечноэлементным моделям определены спектры виброускорений в трех направлениях для каждого варианта конструкции.

Заключение

Полученные результаты по вибрационным характеристикам для полнопроточной одноступенчатой конструкции насоса сравнивались с характеристиками насоса прототипа. Сравнение показало, что разрабатываемый насос обладает лучшими вибрационными характеристиками, чем его прототип.

ПРИМЕНЕНИЕ ЧИСЛЕННЫХ ЭКСПЕРИМЕНТОВ ПРИ ОБОСНОВАНИИ УВЕЛИЧЕНИЯ РЕСУРСНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ОСНОВНОГО ОБОРУДОВАНИЯ АСММ

Ереев М.Н., Козин А.В., Круглов М.С., Щекин Д.В.
АО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород, Россия
avkozin@okbm.nnov.ru

Реакторная установка атомной станции малой мощности (РУ АСММ) является сложным инженерным объектом, содержащим значительное количество различных элементов с множеством трудно учитываемых связей и многообразием протекающих физических процессов. При эксплуатации реакторная установка приобретает ряд индивидуальных особенностей, которые полностью невозможно предусмотреть в период ее проектирования и изготовления. Обеспечение гарантированной безопасной эксплуатации таких объектов с точки зрения прочности в течение длительного срока службы требует достаточно надежной информации о характере и истории эксплуатационных воздействий и вызываемых этими воздействиями деградационных процессах в конструкционных материалах оборудования и систем.

Реальный процесс обеспечения безопасности реакторной установки по условиям прочности должен быть живой системой осуществляющей систематическое переоценивание фактической нагруженности и ресурса с использованием обратных связей и новой уточненной информации. В настоящее время полное построение данной системы невозможно без применения новых технологий. Поэтому ключевые этапы решения проблемы математического мониторинга нагруженности и ресурса необходимо закладывать в основу технологии проведения численных экспериментов, а его включать в цифровой жизненный цикл реакторной установки.

В связи с этим в АО «ОКБМ Африкантов» разработана технология проведения численных экспериментов для обоснования повышения назначенных ресурсных характеристик оборудования реакторных установок с использованием «цифровых двойников», позволяющая проводить математический мониторинг их нагруженности и ресурса.

Для построения методов и моделей по оценке ресурса используется подход, основанный на математическом моделировании действующих процессов деградации физико-механических характеристик конструкционного материала индивидуально для каждой критической зоны оборудования и систем с использованием методов и моделей механики поврежденной среды и механики разрушения. Под механизмами деградации обычно понимают процессы накопления повреждений в материале конструктивных узлов, развивающиеся на микро- и макро- уровнях вследствие эксплуатационных силовых и тепловых нагрузок, воздействия внешней среды и физических полей различной природы. Накапливающиеся в процессе эксплуатации повреждения приводят к постепенному снижению физико-механических характеристик конструкционного материала и деградации начальных предельных состояний конструктивных узлов. Процесс накопления повреждений может развиваться по различным механизмам (мало- и многоцикловая усталость, ползучесть, коррозия, радиационные повреждения и т.д.), действующим в зависимости от эксплуатационных условий одновременно или последовательно. Методы, основанные на адекватном математическом моделировании физических процессов деградации материала в опасных зонах по фактической истории их нагруженности, позволяют проводить анализ и прогноз развития поврежденности с учетом исходного состояния материала и конкретных условий эксплуатации в данной зоне. Точность метода зависит от адекватности применяемых моделей фактическому процессу деградации материала и достоверности регистрации фактической истории эксплуатации объекта, которая определяет историю нагружения контролируемых зон.

Существует большое количество механизмов, которые могут определять процессы исчерпания ресурса конкретного инженерного объекта в зависимости от условий его эксплуатации. Зарождение и распространение макроскопической трещины

является результатом последовательного действия определенного числа очень сложных с физической точки зрения процессов преобразования начальной структуры конструкционного материала, включающих зарождение, развитие и взаимодействие различных дефектов кристаллической решетки в металлах, и взаимодействие иерархических структурных составляющих различного уровня. Необратимые структурные изменения подготавливают образование и распространение макроскопической трещины и являются неотъемлемой составляющей процесса разрушения материала. Таким образом, зарождению макротрещины предшествует прогрессирующее внутреннее ослабление материала за счет развития распределенных дефектов, приводящее к ухудшению свойств материала за счет микроструктурных изменений, уменьшению прочности, жесткости, вязкости. Зарождение макроскопической трещины является окончанием стадии развития распределенных по объему материала микродефектов. Под макроскопической трещиной понимается наличие разрывности в материале, достаточно большой на уровне гетерогенности (блоков) структуры материала и наличие которой существенно меняет макроскопическое напряженно-деформированное состояние в ее окрестности.

В зависимости от эксплуатационных условий, технологии изготовления конструкции, допускаемых размеров исходных дефектов долговечность конструкции будет определяться длительностью либо только стадии накопления распределенных дефектов, либо стадии распространения опасной макроскопической трещины, либо их совместной длительностью. При высоких требованиях к изготовлению и контролю дефектности, долговечность конструкции будет определяться, в основном, процессами накопления повреждений в опасных зонах конструктивных элементов.

Для решения конкретных проблем оценки выработанного и прогноза остаточного ресурса оборудования и систем РУ на базе моделирования развивающихся при эксплуатации процессов деградации материала анализируются условия эксплуатации конструктивных узлов конкретных типов РУ, физико-механические характеристики применяемых конструкционных материалов, обосновываются доминирующие механизмы деградации материалов, развитие которых определяет долговечность материала опасных зон конструктивных элементов установки и на этой основе разрабатываются модели деградационных процессов в зависимости от истории эксплуатации РУ.

В рамках выполнения работ в обоснование увеличения ресурсных характеристик основного оборудования АСММ с РУ РИТМ-200 разработаны элементы цифровых двойников. В их состав входят:

- элементы цифрового двойника для проведения численного эксперимента при подтверждении ресурсных характеристик трубопроводных систем РУ АСММ. Элементами цифрового двойника являются специфические расчетные модели, представляющие собой совокупность дискретных моделей. Данные модели описывают геометрию исследуемых объектов и условия физического взаимодействия их отдельных элементов, граничные условия, соответствующие характерным режимам эксплуатации РУ и обеспечивают комплексное мультифизичное моделирование процессов протекающих при ее работе, а также результаты компьютерного моделирования процессов по следующим тематическим направлениям: теплогидравлические расчеты стационарных состояний; теплогидравлические расчеты аварийных и переходных процессов; расчеты температурных полей; расчеты напряженно-деформированного состояния; расчеты ресурсных характеристик;

- элементы цифрового двойника для проведения численного эксперимента при подтверждении динамической прочности, ответственного за безопасность оборудования РУ АСММ, за увеличенный срок службы приводов КГ и АЗ и блоков БЗ. Элементы цифрового двойника для проведения численного эксперимента при подтверждении динамической прочности включают в себя расчетные модели РУ, представляющие собой совокупность дискретных расчетных моделей оборудования, в достаточной степени описывающих геометрию исследуемых объектов и их условия взаимодействия, характеристики конструкционных материалов, кинематические и силовые граничные условия, соответствующие условиям нагружения при заданных сейсмических воздействиях, а также результаты численных экспериментов в

обеспечение прочности и сейсмостойкости приводов КГ и АЗ при назначенном сроке службы 30 лет и блоков БЗ при назначенном сроке службы 60 лет.

Верификация элементов цифрового двойника для проведения численного эксперимента при подтверждении ресурсных характеристик трубопроводных систем проведена на специализированных задачах:

- расчет характеристик пульсаций расхода теплоносителя на входе в патрубки оборудования по результатам расчета замкнутого контура циркуляции установки;
- определение реалистичного исходного температурного состояния.
- определение температурного состояния трубопроводов для режимов маневрирования мощностью РУ.
- расчет кинетики напряженно-деформированного состояния и накопления усталостных повреждений при неизотермическом упругопластическом деформировании в конструктивных элементах трубопроводов при эксплуатационных термомеханических воздействиях.

Элементы цифрового двойника верифицированы по отдельности для расчетов теплогидравлики и напряженно-деформированного состояния. Обеспечена передача расчетных данных из программы теплогидравлического расчета в программу расчета напряженно-деформированного состояния.

Элементы цифрового двойника для проведения численного эксперимента при подтверждении динамической прочности идентифицированы с конструкторскими геометрическими моделями и конструкторской документацией на предмет соответствия массовых, инерционных и жесткостных характеристик, влияющих на динамические характеристики РУ. В состав расчетной модели включаются узлы и элементы, которые определяют несущую способность и работоспособность конструкции в целом. Компьютерные расчетные конечно-элементные модели соответствуют расчетным геометрическим моделям и протестированы для выполнения динамических задач (идентичность динамических характеристик), путем выполнения счета (статика или модальный анализ). Обеспечена передача электронной конечно-элементной модели (состоящей из отдельных компонентов) в программу расчета НДС конструкции.

В будущем наработанный опыт создания и применения элементов цифровых двойников позволит быстрее находить и исправлять ошибки в геометрии конструкций, значительно повысить эффективность принятия решений, избавит от потенциальных проблем, возникающих в процессе проектирования, а так же предоставит возможность безопасно и экономично экспериментировать, оперативно выявляя риски потенциальных неисправностей и аварий.

Разработанные продукты будут применены для проведения расчетных исследований при проектировании перспективных РУ и для создания конкурентоспособной продукции на основе этих проектов с целью реализации на различных рынках.

ПРИМЕНЯЕМЫЕ ПОДХОДЫ К ОБОСНОВАНИЮ ПРОЧНОСТИ И РЕСУРСА СБОРОК АКТИВНОЙ ЗОНЫ РЕАКТОРОВ ТИПА БН

Виленский О.Ю., Рябцов А.В.

АО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород, Россия

**avryabtsov@okbm.nnov.ru*

Значительное влияние на работоспособность элементов активной зоны оказывают процессы, возникающие при определенных температурных и радиационных условиях, которые приводят к существенному неоднородному накоплению деформации конструкций - эффекты радиационной ползучести и вакансионного распухания конструкционных материалов.

Необходимо создание надежных расчетных инструментов, которые наиболее полно отражали бы процессы, происходящие в активной зоне реактора, и хорошо согласовывались с имеющимися экспериментальными данными.

В работе представлен обзор действующей и разрабатываемой нормативной документации по обоснованию прочности и работоспособности тепловыделяющих сборок активной зоны реакторов. Рассмотрены критерии работоспособности сборок активной зоны в соответствии с проектами Федеральных норм и правил «Основные требования к обоснованию прочности и термомеханического поведения тепловыделяющих сборок и тепловыделяющих элементов в активной зоне реакторов с натриевым теплоносителем» и национальных стандартов к ним.

В работе сформулировано основное отличие расчетного обоснования прочности и работоспособности элементов активных зон от обоснования оборудования и трубопроводов АЭС - учет эффектов радиационного распухания и радиационной ползучести конструкционных материалов, которые существенным образом влияют на прогрессирующее изменение формы и размеров элементов активных зон реакторов БН.

На основе имеющихся данных по радиационному распуханию и радиационной ползучести конструкционных материалов активных зон реакторов БН (применяемых в настоящее время и перспективных), созданы и верифицированы математические модели радиационного формоизменения сборок активной зоны.

С помощью разработанного подхода к исследованию процесса терморadiационного формоизменения сборок активной зоны реакторов типа БН выполнены расчетные оценки сборок активной зоны на прогрессирующее формоизменение:

- допускаемое увеличение размера «под ключ» шестигранного чехла облученной сборки ТВС активной зоны;
- допускаемая стрела прогиба (искривление) облученной сборки активной зоны в свободном состоянии (при перегрузке);
- допустимое удлинение сборки.

Полученные результаты показывают, что работоспособность сборок активных зон реакторов типа БН обеспечена.

ОСОБЕННОСТИ ОПТИМИЗАЦИИ КОНСТРУКЦИЙ С УЧЕТОМ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

Ереев М.Н., Лонин К.А., Патрушев В.Л., Соловьев С.А., Стеклов Е.С.

АО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород, Россия

Solovev_SA@okbm.nnov.ru

Внедрение аддитивных технологий изготовления (например, методом прямого лазерного выращивания (DMD) на 3D принтере, методом SLM-печати по металлу) в практику производства отдельных элементов конструкций и оборудования со сложной формой и структурой должно быть неразрывно связано с современными методами оптимизации и расчетного обоснования прочности конструкций.

Для оборудования реакторных установок, наряду с решением задач по обеспечению надежности и безопасности, для обеспечения конкурентоспособности важными являются задачи снижения материалоемкости изделий при оптимальной (приемлемой) стоимости их изготовления. При этом, оптимизация конструкции должна проводиться при условии обеспечения требуемых прочностных, вибрационных и ресурсных показателей оборудования.

Оптимизация рабочего колеса.

Использование современных методов оптимизации (топологической и параметрической) и их особенностей применения представлено на примере 3D конструкции рабочего колеса вентилятора входящего в систему охлаждения машины перегрузочной компонент реактора.

Основными действующими нагрузками на рабочее колесо, которые учитываются при проведении оптимизации, являются центробежные силы от вращения, напор, крутящий момент, внешнее вибрационное воздействие, сейсмическое воздействие. Критерием оптимизации, для повышения эксплуатационных качеств назначен диапазон потери начальной массы на 20-30 %.

Для топологической оптимизации применен модуль «Topology Optimization» программного комплекса ANSYS Workbench. После определения напряженного состояния и импорта исходных данных (материалы, 3D модель, граничные условия) задаются настройки топологической оптимизации. Настройками являются следующие параметры: область оптимизации; целевая функция оптимизации (минимизация податливости); граничные условия оптимизации (масса, объем, напряжения, реакции в опоре). После ввода параметров топологической оптимизации выполняется расчет, результатом которого является модель с полученным значением «псевдоплотности».

Градации «псевдоплотности» выполнены в виде трех уровней в диапазоне от 0 до 1, где 0 – полное отсутствие материала, 1 – полное заполнение материалом:

Для модуля «Topology Optimization» ANSYS Workbench было определено:

- варьирование параметров происходит в автоматическом режиме, исходя из заданных настроек критериев оптимизации;
- полученная в результате топологической оптимизации модель может быть отображена для каждого расчетного шага в заданном диапазоне варьируемого параметра (значение «псевдоплотности»);
- полученный для каждого расчетного шага вариант модели может быть импортирован в модуль SpaceClaim, отредактирован и экспортирован в STL-геометрию для 3D печати.

При параметрической оптимизации конструктор полностью контролирует параметр или набор параметров, которые определяют форму модели. Для автоматизации процесса параметрической оптимизации рабочего колеса использован отечественный продукт pSeven. Оптимизация конструкции в pSeven реализуется путем решения связанных задач программных комплексов Siemens NX – ANSYS Workbench (Static Structural) – pSeven. В качестве примера на рисунке 1 приведены результаты расчетной оптимизации в виде зависимости приведенных напряжений от массы рабочего колеса M и толщины обода B .

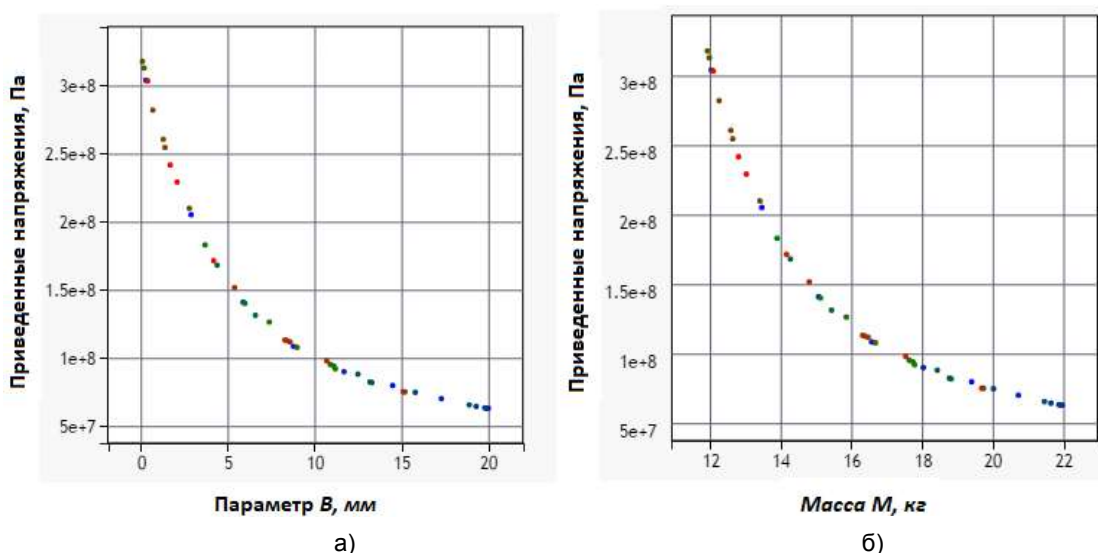


Рисунок 1 – Зависимость приведенных напряжений от параметра $B(a)$ и от массы рабочего колеса (б)

Для ПК pSeven было выявлено:

- необходимо заранее определить варьируемые параметры и указать их в исходной модели.

- вывод результатов топологической оптимизации в ПК pSeven осуществляется в графическом и табличном виде в виде перечня вариантов, подходящих под указанные критерии оптимизации. Для получения оптимизированной расчетной модели необходимо отредактировать конструкторскую модель с учетом выбранного варианта из таблицы результатов полученного в ПК pSeven. После этого конструкторская модель экспортируется в STL – геометрию и может быть направлена на 3D печать.

В результате исследований с использованием двух методов оптимизации получены два варианта рабочего колеса оптимизированной конструкции (рисунок 2), имеющих сниженную на 20% массу. Использование метода параметрической оптимизации дало несколько более высокий уровень напряжений и поврежденности конструкции.

Оптимизация бака MB3.

Используя опыт, приобретенный при оптимизации конструкции рабочего колеса, была решена задача оптимизации оборудования с более сложной внутренней структурой – бака металловодной защиты (MB3) РУ. Основная цель оптимизации – снижение массы бака MB3 для снятия ограничений при транспортировании к месту размещения, а также экономия материала с закономерным экономическим эффектом.

Проведение оптимизации модели бака MB3 топологическим методом показало его неприемлемость из-за особенностей назначения критериев оптимизации для моделей со сложной структурой конструкции и размещением определенного оборудования РУ.

Определено, что топологический метод хорошо применим к сплошным телам и ограниченно применим к деталям, например, сделанных из листовых конструкций или ГОСТированных профилей (уголки, швеллеры, трубы и т.п.).

Фрагмент оптимизированной конструкции корпуса бака MB3 топологическим методом представлен на рисунке 3. Используемый метод привел к «выгрызанию» листов, формирующих облик бака.

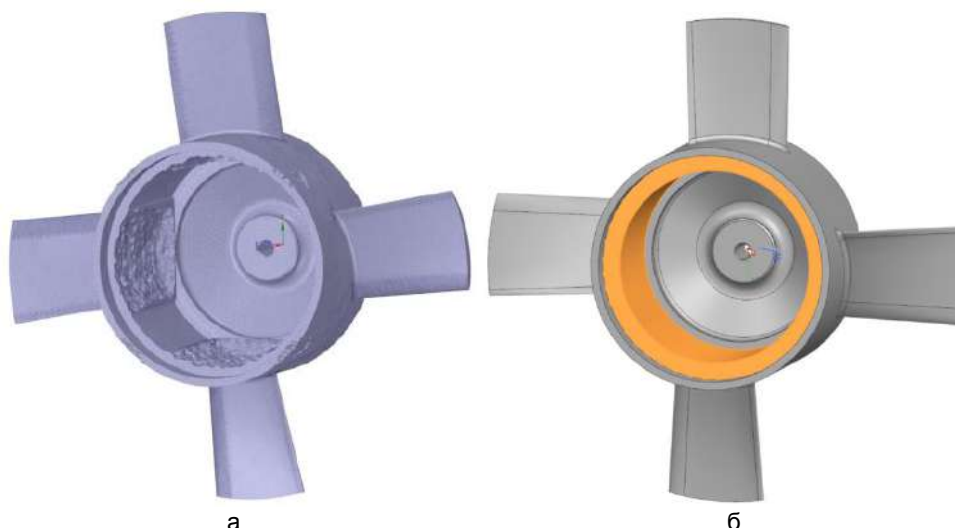


Рисунок 2 – Оптимизированная конструкция рабочего колеса (а) –топологическим методом и (б) – параметрическим методом

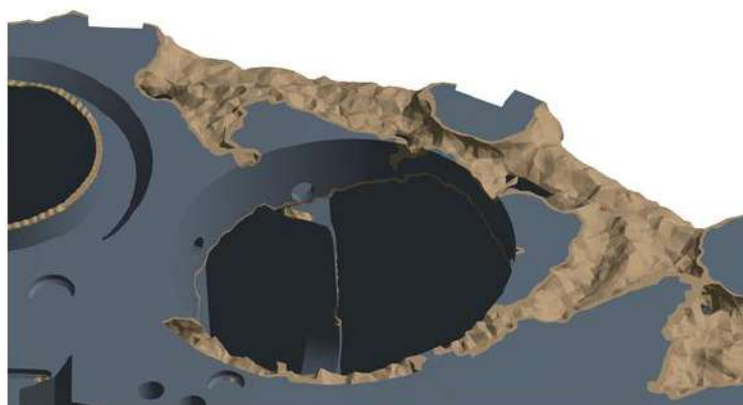


Рисунок 3 – Фрагмент оптимизированной конструкции корпуса бака МВЗ топологическим методом

В результате применения параметрического метода оптимизации и многовариантных расчетов был получен вариант бака МВЗ, имеющий сниженную массу примерно на 40 т и удовлетворяющий заданным критериям прочности.

Анализируя полученные результаты определено, что использование каждого из рассмотренных методов следует проводить исходя из конструктивных особенностей деталей (сплошное тело, листовая конструкция, трубопровод, ГОСТированные профили и т.д.). Использование совместно различных методов оптимизации и назначаемых критериев (масса, напряжение, деформация собственные частоты колебаний) позволяет получать более эффективный результат и наиболее оптимальную конструкцию, что позволяет получить значимый экономический эффект. Данный подход особенно эффективен для изделий, изготавливаемых с использованием аддитивных технологий.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525с.
- 2 Bendsoe M. P., Sigmund O. Topology Optimization – Theory, Methods, and Applications. – Berlin- Heidelberg: Springer Verlag, 2003. – 376 p.

**РАЗРАБОТКА И ИЗГОТОВЛЕНИЕ Nb₃Sn НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ ДЛЯ ШИРОКОГО СПЕКТРА
ПРИМЕНЕНИЙ**

**Абдюханов И.М.*, Алексеев М.В., Цаплева А.С., Потапенко М.М., Савельев И.И.,
Мареев К.А., Коновалова Н.В., Кравцова М.В., Крылова М.В.**

*АО "Высокотехнологический Научно - Исследовательский Институт
Неорганических Материалов им. академика А. А. Бочвара", Москва, Россия*

**IMAbdyukhanov@bochvar.ru*

Представлены результаты разработки и изготовления в промышленных условиях Nb₃Sn низкотемпературных сверхпроводников, изготовленных для различных применений. Показано, что технология изготовления композиционных Nb₃Sn сверхпроводников, их конструкции, системы легирования выбирают и рассчитывают в зависимости от требований к сверхпроводникам, которые формируют разработчики сверхпроводящей магнитной системы.

В частности, для магнитных систем устройств термоядерной энергетики, работающих с напряжённостью магнитной поля не более 10-12 Тл, могут быть использованы Nb₃Sn сверхпроводники, изготовленные по так называемой «бронзовой технологии». Характерная токонесущая способность (плотность критического тока) таких сверхпроводников составляет до 800-1000 А/мм² в магнитном поле 12 Тл при температуре 4,2 К. Важной особенностью таких сверхпроводников является их низкий уровень гистерезисных потерь и возможность изготовления таких сверхпроводников в промышленных условиях с использованием высокопроизводительного металлургического оборудования (гидравлические пресса, волочильные станы и т.д.). В работе приведены результаты исследования структуры и свойств высокооловянной бронзы (с содержанием олова до 15 масс. %), которая используется в качестве матричного материала при изготовлении таких сверхпроводников, представлены схемы разработанных сверхпроводников и приведены результаты исследования их электрофизических характеристик.

Для современных ускорителей элементарных частиц, таких как модернизированный Большой Адронный Коллайдер, Кольцевой Коллайдер Будущего, требуются сверхпроводники, имеющие гораздо более высокие значения плотности критического тока в магнитном поле 12 Тл.

Для достижения требуемых характеристик необходимо использовать другую технологию изготовления Nb₃Sn сверхпроводников – так называемую технологию «внутреннего источника олова». Это позволяет достичь значений плотности критического тока в полях 12 Тл более 2500 А/мм². В работе представлены конструкции и системы легирования, которые позволили достичь требуемых характеристик.

ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ И БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА $(\text{Cu}_{(1-x)}\text{Co}_x)_2\text{MnAl}$ ($0 \leq x \leq 1$)

Семянникова А.А.^{1*}, Перевозчикова Ю.А.¹, Чернов Е.Д.¹, Лукоянов А.В.^{1,2},
Протасов А.В.¹, Терентьев П.Б.¹, Боголюбский А.С.¹,
Марченкова Е.Б.¹, Марченков В.В.^{1,2}

¹Институт физики металлов им. М.Н. Мухомова РАН, Екатеринбург, Россия

²Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

*semiannikova@imp.uran.ru

Новые магнитные сплавы Гейслера $(\text{Cu}_{(1-x)}\text{Co}_x)_2\text{MnAl}$ являются перспективными для применения в спинтронике и микроэлектронике благодаря особенностям их электронной зонной структуры. Соединение Гейслера Co_2MnAl проявляет свойства топологического полуметалла (ТПМ) [1], тогда как соединение Cu_2MnAl является «классическим» ферромагнетиком (ФМ) [2]. Для практического применения требуется сочетание определенных электронных и магнитных свойств, которого можно добиться путем изменения химического состава материала при переходе от Co_2MnAl к Cu_2MnAl и/или его микроструктуры. Таким образом, целью данной работы является установление связи между методом получения сплава (литье и быстрая закалка из расплава), его микроструктурой, электронными и магнитными свойствами соединений Гейслера $(\text{Cu}_{(1-x)}\text{Co}_x)_2\text{MnAl}$ ($0 \leq x \leq 1$) при переходе от ТПМ Co_2MnAl к ФМ Cu_2MnAl .

Литые поликристаллические сплавы Гейслера Cu_2MnAl , $\text{Cu}_{1.5}\text{Co}_{0.5}\text{MnAl}$, CuCoMnAl , $\text{Cu}_{0.5}\text{Co}_{1.5}\text{MnAl}$, Co_2MnAl синтезированы методом индукционной плавки в атмосфере аргона. Выплавленные слитки отжигали в течение 72 часов при 1073 К с последующим охлаждением до комнатной температуры. Полученные сплавы также подвергали быстрой закалке из расплава (БЗР) при комнатной температуре под давлением 0.28 атм в атмосфере очищенного аргона. Скорость охлаждения $\sim 10^4$ – 10^5 град/сек. Аттестация структуры полученных материалов проводилась методами рентгеноструктурного анализа и сканирующей электронной микроскопии. Температурные зависимости электросопротивления синтезированных литых и БЗР-соединений Cu_2MnAl , $\text{Cu}_{1.5}\text{Co}_{0.5}\text{MnAl}$, CuCoMnAl , $\text{Cu}_{0.5}\text{Co}_{1.5}\text{MnAl}$, Co_2MnAl были измерены стандартным четырехконтактным методом на постоянном токе с коммутацией тока через образец на автоматизированной установке в диапазоне температур от 78 до 300 К. Полевые зависимости намагниченности измерялись при температурах 4.2 К в полях до 50 кЭ, на СКВИД-магнитометре MPMS-XL-5. Полевые зависимости сопротивления Холла измерялись при температуре 4.2 К в полях до 50 кЭ на установке Oxford Instruments. Расчеты электронной структуры проведены в рамках теории функционала плотности с использованием плоских волн и псевдопотенциалов PBE-типа. Для вычислений применялось спин-поляризованное приближение обобщенной градиентной поправки GGA пакета Quantum ESPRESSO.

Обнаружено, что с увеличением x , т.е. при переходе от Cu_2MnAl к Co_2MnAl , изменяется как величина электросопротивления, которое существенно возрастает от (4.6-20.3) мкОм·см для Cu_2MnAl до (279.6-291.3) мкОм·см для Co_2MnAl , так и вид его температурных зависимостей $\rho(T)$. Поведение электросопротивления БЗР-сплавов подобно объемным образцам, однако значения величин выше. Поскольку все соединения являются ферромагнетиками, то можно выделить коэффициенты нормального и аномального эффекта Холла. Определены электронные (знак, вид основных носителей заряда, концентрация, подвижность носителей заряда, остаточное электросопротивление) и магнитные (намагниченность насыщения, магнитный момент, коэрцитивная сила) характеристики исследуемых сплавов. В результате проведенных исследований установлено, что изменения электронных и магнитных характеристик при переходе от ТПМ Co_2MnAl к ФМ Cu_2MnAl обусловлены перестройкой электронной зонной структуры. Обнаружена корреляция электронных и магнитных свойств в зависимости от x в сплавах $(\text{Cu}_{(1-x)}\text{Co}_x)_2\text{MnAl}$.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РФФИ № 25-22-00481.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. K. Manna, Y. Sun, L. Muechler et al. // Nat. Rev. Mater. 2018. V. 3. #244.
2. T. Graf et al. // Progr. Solid State Chem. 2011. V. 39. #1.

ГИДРОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ ПЕРЕРАБОТКА СВИНЦА ВИСМУТИСТОГО С ПОЛУЧЕНИЕМ СОЕДИНЕНИЙ ВИСМУТА И СВИНЦА ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ

Даминов А.С.^{1*}, Шеина О.Д.², Юхин Ю.М.²

¹ООО «Завод редких металлов», Новосибирская обл., р.п. Кольцово, Россия

²Институт химии твердого тела и механохимии, Новосибирск, Россия

*info@cesium.ru

Соединения свинца и висмута широко используются в различных областях современной техники. Исходным сырьем для их получения являются чистые металлы: свинец марки С2 (не менее 99% Pb) и висмут марки Ви1 (не менее 98% Bi).

При производстве свинца по схеме: агломерация – шахтная плавка – рафинирование висмут концентрируется в свинце. В процессе рафинирования чернового свинца на стадии выделения из него висмута получают полупродукт – свинец висмутистый, который содержит 8–15% висмута и является основным продуктом при получении висмута [1]. Свинец висмутистый получают также при пирометаллургической переработке медных, вольфрам-молибденовых и оловянных концентратов [2,3]. Следует отметить, что висмут по своим химическим свойствам – самый близкий к свинцу элемент, и, в связи с этим, очистка висмута от свинца – сложная задача.

Свинец висмутистый перерабатывают обычно электролизом в кремнефтористоводородном электролите (способ Беттса), содержащем 40–45 г/л свинца, 90–100 г/л кремнефтористоводородной кислоты с добавкой столярного клея с получением висмутовых шламов, содержащих 85–90% висмута, 1-5% свинца и чернового свинца. Процесс электролиза продолжителен (6–7 суток), а полученные продукты требуют дальнейшего рафинирования от меди, серебра, цинка, сурьмы, теллура и других металлов. Недостатками данного способа являются относительно низкая степень разделения висмута и свинца, а также токсичность свинецсодержащего кремнефтористоводородного электролита (H_2SiF_6 , $PbSiF_6$) [2]. В работе [4] показана возможность переработки порошкообразных дрессов, содержащих 12–17% Bi, путем их переплавки под слоем электролита $PbCl_2 - ZnCl_2 - KCl - NaCl$ с получением свинцово-висмутового сплава, содержащего 55–65% висмута. В работе [5] приведены данные пирозлектрометаллургической переработки висмутистых дрессов и оксидов – промпродуктов рафинирования чернового свинца способом Кролля-Беттертона – с получением висмута чернового. В ходе работы электролитическую переработку висмутистого свинца осуществляли при температуре 550 С, а электролитом служил расплав следующего состава (в %): хлорид натрия – 7, хлорид калия – 35, хлорид свинца – 18 и хлорид цинка – 40. Полученный в результате переработки анодный продукт содержал 93,2% висмута и 4,14% свинца, а катодный – 0,033% висмута и 97,83% свинца.

Общими недостатками всех перечисленных способов является необходимость использования сложного аппаратного оформления процесса электролиза, использование агрессивных растворов, расплавов солей и щелочей, а также получение свинца и висмута в виде черновых металлов, что требует дальнейшей сложной очистки их от примесных металлов.

В работе [6] показана целесообразность получения азотнокислого свинца и чернового висмута из полупродуктов свинцового производства, минуя стадию получения чистых металлов. Переработку свинца висмутистого, содержащего 83,8% свинца и 15,8% висмута осуществляли выщелачиванием свинца раствором азотной кислоты с концентрацией 4,0 моль/л в присутствии карбамида, для удаления оксидов азота, из расчета 125 г карбамида на 1,0 кг сплава. В результате получен азотнокислый свинец квалификации «хч» и металлический висмут в виде порошка марки Ви1, содержащего 98,9% висмута и 1,08% свинца. Степень извлечения свинца в соль составила 80–85%.

В настоящей работе приведены результаты укрупненных лабораторных испытаний гидрометаллургической переработки свинца висмутистого с получением азотнокислого свинца, висмута нитрата основного, оксида и купрата висмута высокой

чистоты [7].

В работе использовали азотную кислоту, аммоний углекислый кислый и аммиак водный квалификации «хч», карбамид квалификации «чда», а в качестве исходного сырья - свинцово-висмутистый сплав марки ССВ6 ТУ 1725-205-00194429-2016 АО «Уралэлектромедь» в виде гранул, содержащий (в %): 92,0 – свинца; 7,9 – висмута; 0,00043 – цинка; 0,001 – железа; 0,0003 – меди; 0,00096 – серебра; 0,00005 – кадмия. Свинцово-висмутистый сплав предварительно гранулировали, расплавляя его в стальном стакане при 380°C и сливая расплав через нижнее отверстие диаметром 0,5 мм в чашу с водой. Растворение гранул сплава осуществляли в стеклянном стакане емкостью 1,0 л в азотной кислоте содержащей карбамид, поскольку азотная кислота является лучшим растворителем для висмута и свинца.

Укрупненные лабораторные испытания проводили следующим образом: в реактор из нержавеющей стали емкостью 20 л заливали 12,0 л азотной кислоты с концентрацией 4,2 моль/л и добавленными в нее 150 г карбамида. Нагревали раствор до 60°C, добавляли к нему при перемешивании 3,0 кг свинцово-висмутистого сплава в виде гранул и проводили выщелачивание свинца в течение 4 ч при 70–75°C. К полученному раствору, содержащему 230,0 г/л свинца, 19,75 г/л висмута и 0,56 моль/л азотной кислоты, добавляли при перемешивании 277 г карбоната свинца со стадии переработки маточного раствора до установления pH раствора 2,0–3,0 и перемешивали раствор 1 ч при 60°C. Висмутсодержащий осадок отфильтровывали, промывали на фильтре 1,0 л дистиллированной воды нагретой до 60°C и направляли промывной раствор, содержащий 24,8 г/л свинца и 0,015 г/л висмута на стадию растворения сплава.

Свинцовосодержащий раствор (11,4 л), содержащий 260,7 г/л свинца и 0,003 г/л висмута упаривали до объема 740 мл при pH 2,0–2,3, которое создавали добавлением раствора азотной кислоты. Кристаллы азотнокислого свинца отфильтровывали и сушили при 80°C.

Маточный раствор в количестве 740 мл, содержащий 290 г/л свинца и 0,003 г/л висмута разбавляли в 4 раза дистиллированной водой, добавляли к раствору при перемешивании и 22°C раствор карбоната аммония до pH 7–8 и перемешивали раствор в течение 1 ч. Осадок карбоната свинца отфильтровывали и сушили при 100°C. Получено 277 г карбоната свинца и его направляли на стадию корректировки свинцовосодержащего раствора. Маточный раствор, содержащий нитрат аммония, а также 0,001 г/л свинца и менее 0,001 г/л висмута направляли на стадию упаривания для получения аммонийной селитры.

Висмутсодержащий осадок в количестве 330 г с содержанием висмута 71,7% и свинца – 0,11% обрабатывали при перемешивании раствором, содержащим 750 мл азотной кислоты с концентрацией 6,0 моль/л при температуре 60–70°C в течение 2 ч. Раствор фильтровали и 700 мл раствора, содержащего 338 г/л висмута и 75 г/л азотной кислоты, разбавляли в два раза дистиллированной водой. Очистку висмута от примесных металлов осуществляли путем добавления к раствору при перемешивании раствора карбоната аммония с концентрацией 2,5 моль/л до pH раствора 0,9 при температуре 55°C. Маточный раствор в количестве 2,1 л с концентрацией висмута 4,8 г/л отделяли от висмутсодержащего осадка декантацией, осаждали из раствора висмут при pH 3 и направляли осадок на стадию растворения висмута, а свинцовосодержащий раствор – на стадию осаждения карбоната свинца.

Осадок висмута нитрата основного промывали однократно 1,0 л раствора азотной кислоты с концентрацией 0,1 моль/л и двукратно дистиллированной водой при температуре 60°C, переносили осадок на противень из нержавеющей стали и сушили при температуре 100°C в течение 4 ч.

В ходе проведения укрупненных лабораторных испытаний получено 4,32 кг свинца азотнокислого (нитрата) с массовой долей основного вещества не менее 99,5%, массовой долей нерастворимых в воде веществ не более 0,005% и хлоридов не более 0,0005%, с содержанием примесных металлов (в %): железа – 0,0002; меди – 0,0001; магния – 0,0006; суммы калия и натрия – менее 0,004; кальция – 0,0008; висмута – 0,0005; серебра – 0,0001, что соответствует требованиям ГОСТ 4236-77 для

квалификации «хч». Прямое извлечение свинца в продукт из свинцово-висмутистого сплава составляет 97,8%.

Полученный висмут нитрат основной в количестве 312 г содержал (в %): окись висмута – 81,30,1; свинец – 0,0008; цинк – < 0,00004; железо – 0,0005; сурьма – < 0,00005; медь – 0,0001; серебро – 0,0004; мышьяк – < 0,00005; кадмий – < 0,000001; теллур – < 0,000005; кальций – 0,0003; магний – 0,0004; натрий – 0,0008; хлориды – < 0,003, что соответствует требованиям ТУ 2624-272-05785359-99 для квалификации «хч».

Прямое извлечение висмута в продукт из свинцово-висмутистого сплава с получением висмута нитрата основного квалификации «хч» составляет 94,5%.

Маточные и промывные растворы объединяли и осаждали висмут из раствора практически полностью при pH 7 добавлением углеаммонийных солей. Раствор, содержащий 0,0004 г/л висмута и 0,001 г/л свинца, отделяли от осадка фильтрацией и направляли осадок на стадию растворения свинца висмутистого.

В результате прокаливания висмута нитрата основного при 650°C получен оксид висмута с массовой долей основного вещества 99,6 % и с содержанием примесей (в %): азот – < 0,005; сульфаты – < 0,005; хлориды – < 0,001; железо – 0,0009; кальций – 0,0006; магний – 0,0006; натрий – 0,0005; медь – 0,0005; свинец – 0,0008; серебро – 0,0006, что соответствует требованиям ГОСТ 10216 75 для квалификации «хч».

В работе исследован также процесс получения купрата висмута по реакции взаимодействия основного нитрата висмута с растворами нитрата меди. Так, при обработке 100 г основного нитрата состава $[\text{Bi}_6\text{O}_5(\text{OH})_3](\text{NO}_3)_5 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ 100 мл раствора, содержащего 109,1 г/л меди при температуре 70°C и равновесной концентрации гидроксида натрия в растворе не менее 0,25 моль/л получен купрат состава Bi_2CuO_4 высокой чистоты и реакционной способности. При этом удельная поверхность продукта составляет 14,1 м²/г, а насыпная плотность 1,98 г/см³.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Смирнов М. П. Рафинирование свинца и переработка полупродуктов / М. П. Смирнов. – М. : Металлургия, 1977. – 280 с.
2. Польшанский И. Р. Висмут / И. Р. Польшанский, А. Д. Абланов, С. А. Батырбекова. – Алма-Ата : АН КазССР, Ин-т металлургии и обогащения, 1989. – 312 с.
3. Дьяков В. Е. Производство висмута и сурьмы из оловянного / В. Е. Дьяков. – М. : БИБЛИО-ГЛОБУС, 2020. – 160 с.
4. Делимарский Ю. К. Электролитическое рафинирование тяжелых металлов в ионных расплавах / Ю. К. Делимарский, О. Г. Зарубицкий. – М. : Металлургия, 1975. – 248 с.
5. Пироэлектрометаллургическая переработка висмутсодержащих оксидов / А.А. Королев, С.В. Сергейченко, К.Л. Тимофеев, Г.И. Мальцев, Р.С. Воинков // iPolytech Journal. – 2021. – Т. 25. – №. 6 (161). – С. 795-806.
6. Гидрометаллургическое разделение свинца и висмута / С. Т. Такежанов, К.З. Куанышева, Г.Л. Пашков [и др.] – Тр. Ин-та металлургии и обогащения АН Каз. ССР. – Алма-Ата. – 1978. – Т. 53. – С. 76-83.
7. Daminov A. S., Yukhin Yu. M., Logutenko O. A., Sheina O. D. A hydrometallurgical process for the separation of lead and bismuth from lead bismuthite // Canadian Journal of Chemical Engineering. – 2025. DOI:10.1002/cjce.25730.

МИКРОСТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕНАПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭФИРЭФИРКЕТОНА, ПОЛУЧЕННЫХ ХОЛОДНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ СО СВОБОДНЫМ СПЕКАНИЕМ

Брундуков А.С.* , Шилько И.С.

Государственное научное учреждение «Институт механики металлополимерных систем имени В.А. Белого Национальной академии наук Беларуси», Гомель, Беларусь
e-mail: alexeybrundukov@gmail.com

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) на основе полиэфирэфиркетона (ПЭЭК) занимают особое место среди высокоэффективных конструкционных полимерных материалов [1,2]. Высокие показатели эксплуатационных характеристик позволяют применять ПЭЭК в тяжелонагруженных узлах ответственного назначения, в которых другие конструкционные пластмассы не могут обеспечить оптимальный ресурс работы.

Для переработки ПЭЭК и ПКМ на его основе применяют наиболее распространённые для полимерной промышленности методы: экструзии, литья под давлением и горячего прессования. Метод холодного прессования с последующим свободным спеканием (ХПСС) для этого полимера применялся крайне редко [3,4], в связи с чем целью данной работы являлось изучение структуры и свойств ПЭЭК и угленаполненных ПКМ на его основе, получаемых методом ХПСС.

В качестве исходного сырья для полимерной матрицы применяли порошок ПЭЭК торговой марки Victrex 450PF («Victrex», Великобритания), со средней фракцией частиц 50 мкм. В качестве наполнителя использовали углеродные волокна (УВ) на основе полиакрилонитрила (ПАН) торговой марки Torayca T300 («Toray», Япония) и на основе пека торговой марки P-100 («Sinocarb», Китай). Также применяли УВ на основе ПАН торговой марки УВШМ («UMATEX», Россия), которые дополнительно измельчали в шаровой мельнице.

Образцы изготавливали методом ХПСС [5,6]. Углеродные наполнители P-100 и УВШМ перед добавлением в ПЭЭК матрицу термообработывали при 380°C в течение 2 часов.

Испытания на квазистатическое одноосное сжатие проводили по ГОСТ 4651–2014 на универсальной испытательной машине «Instron 5567» («Instron», Великобритания). Микроструктуру исследуемых материалов исследовали при помощи растровой электронной микроскопии (РЭМ) на приборе «VEGA II LSH» («Tescan», Чехия). Плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 15139-69 на аналитических весах «GX-1000» («A&D», Япония).

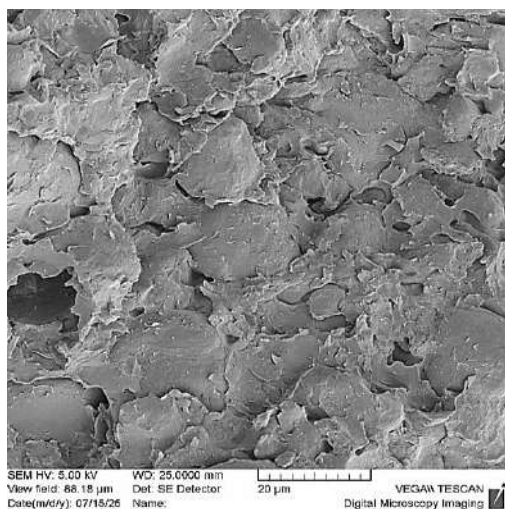
Физико-механические характеристики исследуемых материалов представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Физико-механические свойства ПЭЭК и угленаполненных ПКМ на его основе

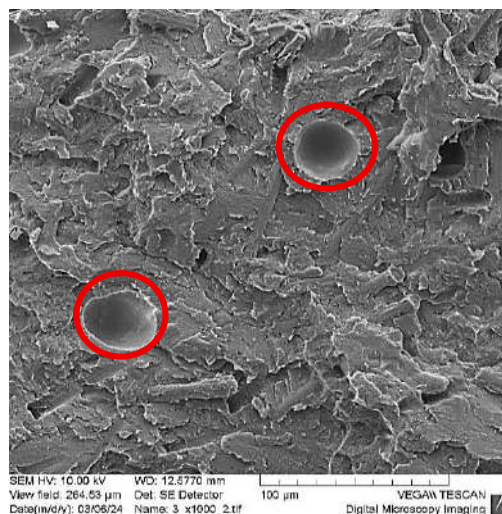
Наполнитель	Концентрация ω , мас. %	Плотность ρ , г/см ³	Модуль упругости при сжатии E_c , ГПа	Предел прочности при сжатии $\sigma_{сж}$, МПа	Деформации разрушения ε , %
Ненаполненный	–	1,32	3,20	250,00	38,00
Torayca T300	10	1,23	2,59	200,00	26,00
P-100	10	1,29	3,83	180,00	19,00
УВШМ	7	1,34	3,78	215,00	27,00

Добавление УВ в матрицу ПЭЭК привело к снижению предела прочности при сжатии и деформации, при которых происходит разрушение образцов. Модуль упругости при статическом сжатии увеличивается при наполнении матрицы УВ, которые были предварительно подвергнуты термической обработке при 380°C. При добавлении УВ на основе ПАН без предварительной термообработки, плотность и модуль упругости полученных образцов снижались.

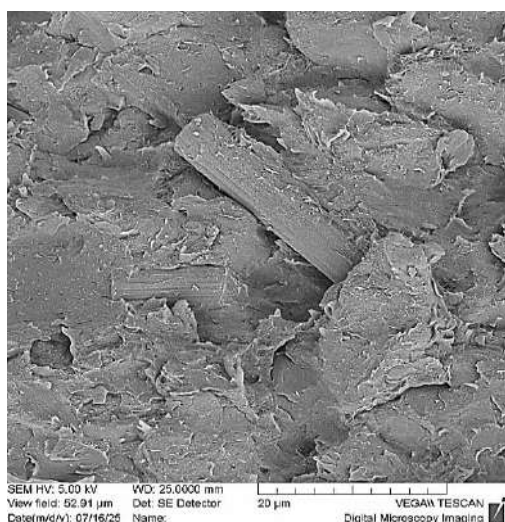
На рисунке 1 представлены РЭМ снимки исследуемых материалов на основе ПЭЭК.



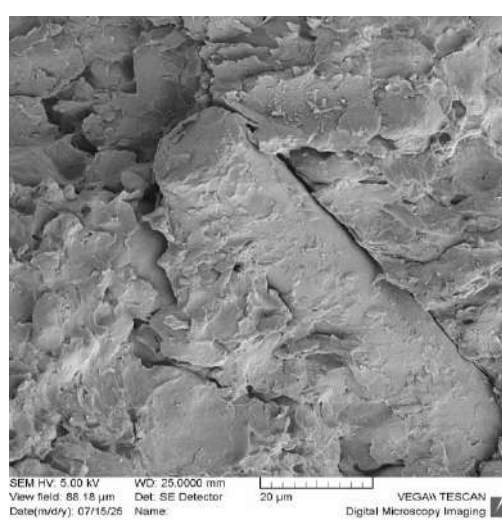
а



б



в



г

Рисунок 1 – РЭМ снимки микроstructures ПЭЭК: (а) ненаполненного; наполненного: (б) 10 мас.% ПАН УВ без отжига, (в) 7 мас.% ПАН УВ после отжига, (г) 10 мас.% ПЭК УВ после отжига

Для композита на основе ПЭЭК с добавлением не отожжённых УВ (Рисунок 1 б) характерно наличие большего количества пор в сравнении с композитами, УВ для которых прошли предварительную термообработку. Это объясняет снижение модуля упругости и плотности для этой полимерной композиции.

Выводы: В данной работе проведено исследование влияния углеродного армирующего наполнителя (УВ) на формирование микроstructures ПКМ на основе ПЭЭК и их физико-механические свойства. На микроснимках видно, что при ХПСС материал матрицы активно взаимодействует с поверхностью УВ. Это подтверждается повышением модуля упругости, однако, одновременное снижение других физико-механических характеристик указывает на слабую межфазную адгезию к углеродному наполнителю [7].

Предварительная термическая обработка углеродных волокон способствует уменьшению числа пор в объеме полимерной матрицы ПЭЭК и оказывает положительное влияние на свойства композитов, получаемых методом ХПСС.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта БРФФИ № 2024-26-147 (Но госрегистрации: 20241186). Тема: «Разработка композиционных полимерных материалов на основе полиэфирэфиркетонной матрицы и углеродного наполнителя».

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Панин, С. В. и др. Оптимизация состава композиций на основе полиэфирэфиркетона (ПЭЭК) с заданными трибомеханическими свойствами // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2019. – Т. 16. – №. 3. – С. 331-338.
2. Хараев, А.М. Полиариленэфиркетоны: синтез, свойства, применение (обзор) / А.М. Хараев, Р.Ч. Бажева, Д.А. Алакаева // *Пластические массы*. – 2024. – № 6. – С. 23–29. – DOI: 10.35164/0554-2901-2024-06-23-29.
3. Reilly, J.J. Characterisation and cold compaction of polyetheretherketone powders / J.J. Reilly, I.L. Kamel // *Polymer Engineering and Science*. – 1989. – Vol. 29, № 2. – P. 143–149. – DOI: 10.1002/pen.760290212.
4. Reilly, J.J. The Influence of Particle Properties on the Room Temperature Compaction of Polyether-Etherketone (PEEK) Powders : final rep. / J.J. Reilly, I.L. Kamel. – Warminster, PA : Naval Air Development Center, 1988. – 41 p. – (NADC ; 88026-60).
5. Брундуков, А.С. Сравнение механических характеристик полиэфирэфиркетона и стеклонаполненных композитов на его основе при статическом сжатии / А.С. Брундуков, П.Н. Гракович, И.С. Шилько // *Полимерные материалы и технологии*. – 2024. – Т. 10, № 2. – С. 83–88. – DOI: 10.32864/polymmattech-2024-10-2-83-88.
6. Брундуков, А.С. Влияние степени наполнения стекловолокном на механические свойства композитов на основе полиэфирэфиркетона / А.С. Брундуков, П.Н. Гракович, И.С. Шилько // *Полимерные материалы и технологии*. – 2025. – Т. 11, № 1. – С. 64–69. – DOI: 10.32864/polymmattech-2025-11-1-64-69.
7. Wang, X., Huang, Z., Lai, M., Jiang, L., Zhang, Y., Zhou, H. Highly enhancing the interfacial strength of CF/PEEK composites by introducing PAIK onto diazonium functionalized carbon fibers // *Applied Surface Science*. – 2020. – Vol. 510. – P. 145467.

ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХОЛОДНОКАТАННОГО СПЛАВА АМГ10

Овчинников В.И.¹, Ильющенко А.Ф.²

¹Обособленное хозяйственное структурное подразделение «Научно-исследовательский институт импульсных процессов с опытным производством»
²Государственное научное учреждение «Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа» Минск, Беларусь
e-mail: OvchinnikovVI@yandex.ru

В работе представлены результаты исследований влияния температурного фактора на физико-механические свойства алюминий-магниевого сплава легированного 0,1 % Ti. Предварительный нагрев легированного сплава АМг10 с выдержкой в течение двух часов существенно повышает его пластичность в интервале температур нагрева 150 – 350 °С: деформируемость (пластичность) образцов сплава увеличивается в 2,5 раза.

Исследовали образцы в виде полос толщиной 1,5 мм из легированного 0,1 % Ti на основе алюминиевого сплава АМг10, полученные прокаткой. При легировании использовали лигатуру в составе Al + 5 % Ti + 5 % Be.

Для получения холоднокатанных полос из легированного сплава АМг10 были отлиты методом кокильного литья плоские слитки 150х300 мм, которые подвергали гомогенизационному отжигу при 530 ± 10 °С, 8 ч с охлаждением на воздухе.

Холодную прокатку полученных заготовок толщиной 4 мм до конечной толщины 1,5 мм проводили с промежуточным отжигом. Это соответствовало степени холодной деформации 60 %.

Механические и технологические свойства холоднокатанных листов исследовали в двух состояниях: закаленное состояние (Т) – нагрев заготовок под закалку до 530 °С в печи СНОЛ; время выдержки при температуре нагрева под закалку изменяли от 1 до 20 мин, охлаждение в воде; отожженное состояние (О) – выдержка при 360 ± 10 °С, 3 ч, охлаждение на воздухе.

Исследовали влияние скорости нагрева и времени выдержки при температуре нагрева под закалку на свойства сплава. После закалки проводили старение заготовок для выбора режима, обеспечивающего максимальный уровень механических свойств.

Структуру холоднокатанных полос исследовали на шлифах в направлении, перпендикулярном прокатке, после химического травления в 0,5 % -ном растворе плавиковой кислоты.

Испытания легированного сплава АМг10 на растяжение с определением σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ проводили в соответствии с ГОСТ 1497 на образцах с длиной рабочей части 100 мм, вырезанных в продольном направлении заготовок.

Определяли влияние длительности нагрева под закалку при 530 °С на свойства сплава АМг10. Установлено, что при увеличении выдержки до 1 мин (рисунок 1) происходит снижение относительного удлинения при значительном увеличении прочности сплава. Это обусловлено рядом причин. При выдержке менее 1 мин растворение легирующих элементов не успевает пройти в достаточной степени. Однако при этом происходит частичное удаление вакансий из твердого раствора, ослабляются межзеренные связи, что приводит к снижению относительного удлинения [1]. В процессе выдержки при 530 °С в течение 1 мин и более происходит практически полное растворение легирующей фазы, укрепляются межзеренные связи.

Установлено, что сплав не упрочняется при искусственном старении (170 °С, 10 ч) после закалки по режиму: выдержка 20 с при 530 °С, охлаждение в воде. Следовательно, время выдержки при температуре нагрева под закалку $T_{зак}$ не должно быть меньше 1 мин. Проводили закалку при быстром нагреве $T_{зак}$ – 3 мин и медленном $T_{зак}$ – 10-20 мин.

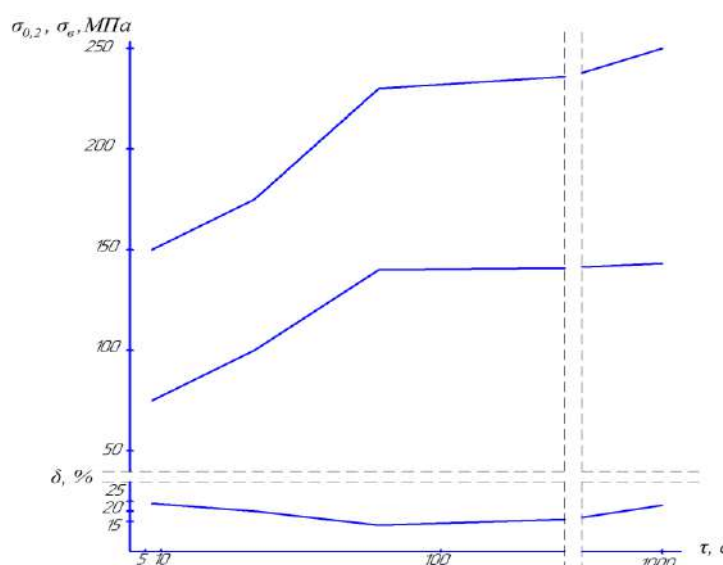


Рисунок 1 – Зависимость механических свойств полос из сплава АМг10 от времени выдержки при 530 °С под закалку

Анализ микроструктуры показал, что полосы при медленном нагреве, имеют ярко выраженную текстуру рекристаллизации. Зерно размером 30х250 мкм вытянуто в направлении прокатки. Быстрый нагрев обеспечивает получение в сплаве рекристаллизованной структуры с зерном близким к равноосному, размером 20х40 мкм. Установлено, что образцы из легированного сплава на основе АМг10 подверженные естественному старению имеют механические свойства (таблица 1).

Таблица 1 – Механические свойства полос из сплава на основе АМг10 после закалки и выдержки различной длительности

№ п/п	$T_{\text{выд.}}$, сутки	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
1	3	180	51	27,2
2	7	280	127	27,7
3	30	297	158	24,7

Обозначения: 3 – закаленные образцы (после закалки от 530 °С в воде);
 $T_{\text{выд}}$ - время выдержки образцов.

Для сплава АМг10 обычно рекомендуется температура старения в интервале 150 – 170 °С [2]. В работе исследовано влияние времени выдержки при 170 °С в процессе старения на механические свойства полос при испытании на растяжение (таблица 2).

Таблица 2 – Механические свойства образцов из сплава на основе АМг10 после закалки от 530 °С в воде и старения при 170 °С разной длительности

№ п/п	$T_{\text{стар.}}$, ч	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
1	0,5	281	139	24,7
2	2	308	184	21,4
3	3	324	202	20,1
4	10	345	245	14,2
5	14	352	298	13,3
6	20	345	295	11,9
7	24	350	296	12,4

$T_{\text{стар.}}$ - время старения; перерыв между закалкой и старением составлял 7 суток

Максимальный уровень свойств достигается при старении в течение 14 ч. При дальнейшем увеличении продолжительности старения до 24 ч уровень прочностных

характеристик не изменяется, а удлинение уменьшается. В связи с этим для получения максимальных свойств прокатанных образцов из легированного сплава АМг10 рекомендуется режим старения: 170 °С, время 10 - 14 ч.

Исследования показали, что после старения при 170 °С, 30 мин сплав имеет такой же уровень свойств, что и после естественного старения.

На рисунке 2 представлены фотографии микроструктур после нагрева, которые выдерживались в печи вместе с образцами для деформирования. Из анализа микроструктур следует, что с повышением температуры выдержки сплава происходит увеличение площади, занимаемой твердым раствором за счет распада части интерметаллидов.

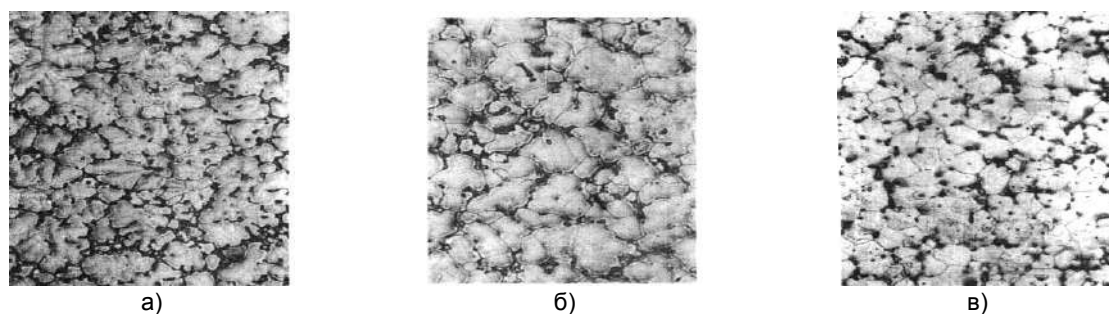


Рисунок 2 - Микроструктура сплава АМг10, х100:
а) без нагрева; б) нагрев 150 °С; в) нагрев 350 °С

Анализ микроструктуры показал, что образцы из сплава АМг10 в исходном состоянии Т имели рекристаллизационную структуру с размером зерна 30 мкм, а в состоянии О – рекристаллизационную структуру с размером зерна 70 мкм. На образцах в состоянии Т после дополнительной холодной прокатки со степенью 10 % прочностные характеристики повышаются на 100 – 120 Мпа, а относительное удлинение снижается на 11,2 %.

Как следует из полученных результатов предварительный нагрев алюминий - магниевого сплава с выдержкой в течение двух часов существенно повышает пластичность сплава АМг10 в интервале температур нагрева 150 – 350 °С: деформируемость (пластичность) образцов сплава увеличивается в 3,8 раза, а в интервале 20 – 350 °С - в 5,6 раза. Это обусловлено изменениями, произошедшими в микроструктуре сплава: в результате увеличения площади, занимаемой α -твердым раствором алюминия за счет уменьшения площади, занимаемой интерметаллидами, и соответственно, уменьшения границ контакта α -твердый раствор - интерметаллиды, когда для зарождения трещин на границе контакта структурных составляющих требуются повышенные усилия.

На основании полученных результатов, исследования влияния температурных и временных факторов на получение сплава на основе АМг10 для получения проката можно сделать следующие выводы:

- для сохранения высокой технологичности время выдержки образцов из легированного сплава АМг10 после закалки не должно превышать 30 суток. Необходимый эффект упрочнения сплава на основе АМг10 достигается за счет старения при 170 – 200 °С в течение 30 – 60 мин;

- необходимым условием получения проката из сплава на основе АМг10 с регламентированной мелкозернистой рекристаллизованной структурой является обеспечение высокой скорости нагрева до температуры закалки 530 °С, например, с применением селитровой ванны.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Аристова Н.А., Колобнев И.Ф. Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1977 – 144 с.
2. Филатов Ю.А. Работы ВИЛСА по деформируемым алюминиевым сплавам системы Al – Mg - Sc. История создания, структура, свойства, опыт применения, проблемы и перспективы. Технология легких сплавов. 2017. № 3. С. 7-24.

ОПТИМИЗАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛАТУНИ Cu-35,8%Zn МЕТОДОМ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ С ПОСЛЕДУЮЩИМ ОТЖИГОМ

Чистюхина Э.И.^{1,2*}, Мартыненко Н.С.¹, Рыбальченко О.В.¹, Никитин И.С.³,
Просвирнин Д.В.¹, Лукьянова Е.А.¹, Темралиева Д.Р.¹,
Андреев В.А.¹, Добаткин С.В.¹

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия

²Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия

³Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия

*e.chistyuhina@mail.ru

Латуни, в частности сплав Cu-35,8%Zn, широко востребованы в различных отраслях промышленности благодаря высокой коррозионной стойкости, технологичности и оптимальному сочетанию прочностных и пластических свойств [1]. Одним из перспективных подходов к дальнейшему улучшению характеристик таких сплавов является формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации [2, 3]. Однако для промышленного применения большим потенциалом обладают распространенные деформационные методы, такие как ротационная ковка (РК), позволяющие эффективно измельчать структуру и повышать прочностные свойства материалов [4]. Целью данной работы являлось исследование влияния ротационной ковки и последующих отжигов на эволюцию микроструктуры, механические свойства и предел выносливости двухфазной латуни Cu-35,8%Zn.

Материалом исследования была выбрана двухфазная $\alpha+\beta'$ латунь с содержанием цинка 35,8 масс. %. Выплавка осуществлялась в индукционной печи с последующей отливкой слитков в водоохлаждаемую изложницу. После горячего прессования при 630 °С для получения прутка диаметром 20 мм выполнялся отжиг при 850 °С в течение 2 часов с последующей закалкой в воду. Ротационную ковку закаленных заготовок осуществляли при комнатной температуре на машине РКМ 2129.02 до конечного диаметра 6 мм со степенью деформации $\varepsilon = 2,31$.

На рисунке 1 показана микроструктура сплава Cu-35,8%Zn после закалки и после ротационной ковки.

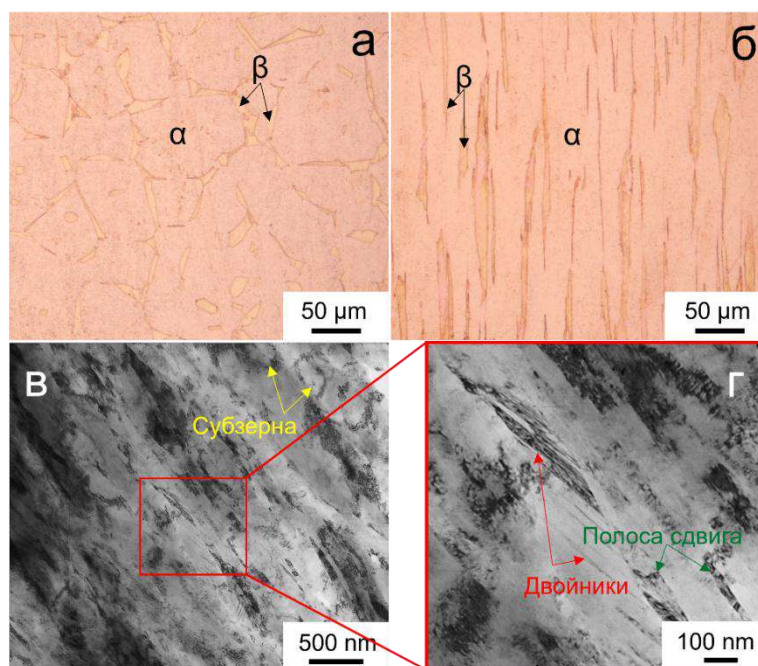


Рисунок 1 – Микроструктура сплава Cu-35,8%Zn после закалки (а) и после ротационной ковки (б, в, г) (а, б – световая микроскопия, в, г – ПЭМ)

Микроструктура латуни после закалки представляет собой двухфазную структуру, состоящую из светлых зерен α -фазы – твердого раствора цинка в меди с ГЦК-решеткой, и темных зерен β' -фазы – электронного соединения на основе CuZn. Средняя ширина зерен α -фазы составляет 41 ± 5 мкм, объемная доля β' -фазы после закалки равна $\sim 15,3$ %, а ширина 12 ± 1 мкм.

Проведение ротационнойковки приводит к кардинальному изменению структуры, зерна обеих фаз вытягиваются вдоль направления РК. В процессе РК зерна α и β' фаз вытягиваются вдоль направленияковки, а структура латуни измельчается равномерно вдоль сечения образцов. Ширина зерен α -фазы уменьшается до 23 ± 2 мкм, β' – фазы – до 4 ± 1 мкм при объемной доле $\sim 11,4$ %. Внутри вытянутых зерен формируется субзеренная структура, состоящая из субзерен порядка 200–300 нм, двойников деформации и полос сдвига.

Механические свойства латуни Cu-35,8%Zn после различных режимов обработки представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Механические свойства сплава Cu-35,8%Zn в различных состояниях

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Закалка	93 ± 4	332 ± 2	$71,0 \pm 2,0$
РК	717 ± 6	744 ± 19	$10,3 \pm 1,7$
РК + отжиг 350 °С, 30 мин	292 ± 5	466 ± 7	$44,3 \pm 0,6$
РК + отжиг 350 °С, 2 ч	284 ± 9	462 ± 7	$44,3 \pm 1,0$
РК + отжиг 350 °С, 4 ч	278 ± 5	462 ± 1	$45,0 \pm 0,1$

Ротационнаяковка приводит к упрочнению сплава, предел прочности возрастает более чем в два раза по сравнению с закаленным состоянием с 332 до 744 МПа, а условный предел текучести – почти в 8 раз с 93 до 717 МПа. Однако такое упрочнение сопровождается снижением пластичности с $71,0 \pm 2,0$ до $10,3 \pm 1,7$ %. Проведение дополнительного отжига после РК позволяет улучшить пластичность латуни Cu-35,8%Zn. Последующий отжиг при 350 °С в течение 30 минут восстанавливает пластичность до $44,3 \pm 0,6$ %, при этом прочностные характеристики снижаются относительно состояния после РК, но все еще превосходят значения закаленного состояния. Увеличение времени отжига до 2 и 4 часов не приводит к существенному изменению свойств, что может быть обусловлено завершением процессов рекристаллизации и стабильностью сформированной структуры.

Дополнительно была исследована усталостная прочность сплава после закалки и РК. Полученные результаты показаны на рисунке 2. Ротационнаяковка сплава существенно повышает предел усталости более чем на 40 % с 240 до 415 МПа.

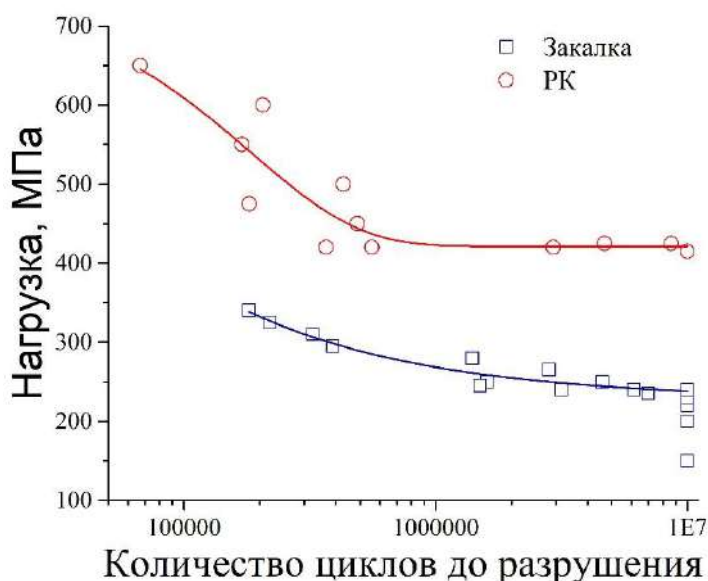


Рисунок 2 – Усталостная прочность латуни Cu-35,8%Zn после закалки и РК

Таким образом, ротационная ковка является эффективным методом повышения прочностных характеристик двухфазной латуни Cu-35,8%Zn. Последующий отжиг позволяет достигать сочетания высокой прочности и хорошей пластичности.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00320-26-00.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Ефремов Б.Н. Латуни. От фазового строения к структуре и свойствам: монография. – М.: ИНФРА-М, 2020. – 314 с.
2. Valiev R.Z., Korznikov A.V., Mulyukov R.R. Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation // Mater. Sci. Eng. – 1993. – V. 2 – P. 141–148.
3. Enhancement of strength-ductility synergy in ultrafine-grained Cu-Zn alloy prepared by ECAP and subsequent annealing / J. Chen, Y. Su, Q. Zhang et al. //Journal of Materials Research and technology. – 2022. – V. 17. – P. 433-440.
4. Чистюхина Э.И., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Никитин И.С., Лукьянова Е.А., Горбунко А.Д., Темралиева Д.Р., Страумал П.Б., Андреев В.А., Добаткин С.В. Влияние ротационной ковки и последующего отжига на структуру и механические свойства однофазной латуни Л68 Frontier Materials & Technologies. – 2025. – № 3. – С. 113-124.

СИНТЕЗ И МОРФОЛОГИЯ НАНОПРОВОЛОК АЛЬФА - КАРБИДА КРЕМНИЯ

Лысенков А.С.^{*}, Фролова М.Г., Ким К.А., Мельников М.Д., Каргин Ю.Ф.

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

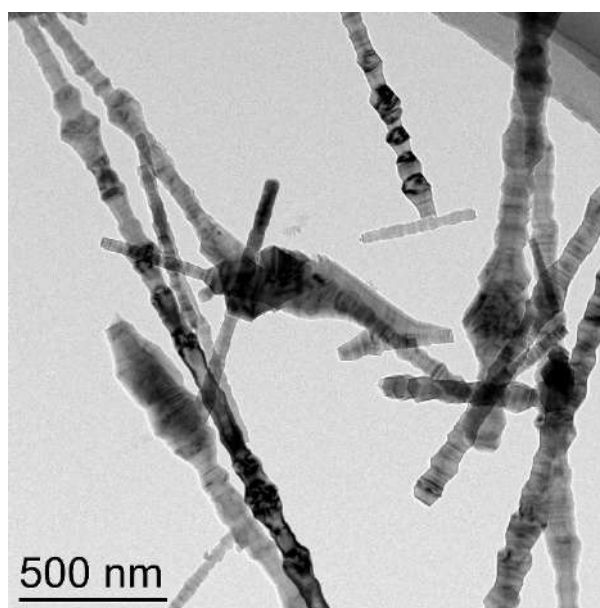
^{*}toxa55@bk.ru

Карбид кремния (SiC) является одним из наиболее перспективных материалов для высокотехнологичных применений благодаря уникальному сочетанию свойств: высокой термической и химической стойкости, широкой запрещённой зоне, а также превосходной механической прочности [1-3]. В последние годы особое внимание уделяется наноматериалам из карбида кремния таким как нанопроволоки. Нанопроволоки SiC, одномерные наноструктуры, обладают повышенной механической гибкостью высокой удельной поверхностью, эффектами квантового ограничения, что делает их особенно ценными для газотурбинных двигателей гражданской авиации, сенсоров экстремальных условий и микроэлектромеханических систем (MEMS) [4-9].

Традиционные подходы (карботермическое восстановление, пиролиз) по синтезу таких одномерных структур ограничены низкой чистотой продукта и сложностью контроля морфологии. Газофазный синтез методом химического осаждения из паровой фазы позволяет преодолеть эти недостатки, обеспечивая контролируемый рост нанопроволок без катализатора.

Целью работы являлось разработка и оптимизация газофазного метода синтеза нанопроволок α -SiC без использования катализатора, изучение морфологии нанопроволок и предложение механизма процесса синтеза.

Нанопроволоки α -SiC были получены следующим способом. На дно графитового тигля засыпали порошковый кремний марки КР-00. В верхней части тигля размещали диск углеродного войлока, на который помещали крышку тигля. Далее тигель устанавливали в графитовую печь, которую вакуумировали. Затем камеру вакуумной печи наполняли аргоном. Синтез нанопроволок проводили при температуре 1650 °С в течении 1 часа. Углеродные волокна войлока (черного цвета) в результате химического взаимодействия с парами кремния в процессе синтеза трансформируются в β -SiC волокна (тёмно-зелёного цвета). При этом, на поверхности образовавшихся волокон β -SiC наблюдается рост из газовой фазы нанопроволок α -SiC диаметром 20-50 нм и длиной до 10 мкм (Рисунок 1), визуальнo представляющих из себя пушистую белую вату (Рисунок 2).

Рисунок 1- ПЭМ-изображение нанопроволок α -SiC



2 – Фотография выросших нанопроволок α -SiC на поверхности карбидокремниевого войлока

В данной работе представлен простой метод получения нанопроволок α -SiC на поверхности нетканного углеродного войлока. Нанопроволоки SiC синтезировали парофазным методом без использования катализаторов, применяя в качестве исходных материалов углеродный войлок и порошок кремния.

Исследование проведено в рамках государственного задания №075-00320-26-00.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Gerhardt R.A., Lisyanskii I. Properties and Applications of Silicon Carbide. Rijeka: InTech, 2011.
2. В.Я. Шевченко, С. М. Баринов. Техническая керамика. М.: Наука, 1993 г.
3. Фролова, М.Г. и др. // Неорг. мат. 2020. Т. 56. С. 1039-1044.
4. Halbig M.C. et al. // NASA/TM. 2015. 218892.
5. Oliveira J.B. et al. // J. Appl. Phys. 2017. V. 121. #104302.
6. Patyk J. et al. // Nano Lett. 2014. V. 14. #815.
7. DiCarlo J.A. // NASA/TM. 2013. 217889.
8. Zhang Y. et al. // Nanomaterials. 2024. V. 13. #150.
9. Li J. et al. // J. Mater. Res. Technol. 2024. V. 29. #1234

ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНОГО СЛОЯ BN НА ПОВЕРХНОСТИ ВОЛОКОН SiC

Фролова М.Г.^{*}, Лысенков А.С., Ким К.А., Каргин Ю.Ф.

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

^{*}frolovamarianna@bk.ru

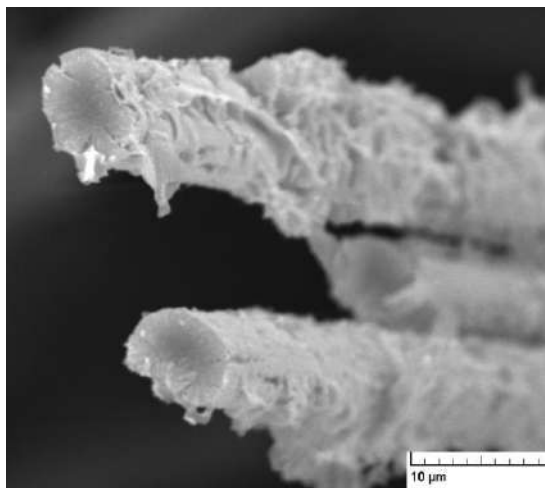
В течение последних десяти лет материалы на основе карбида кремния активно изучали многие исследователи со всего мира. Перспективы применения таких материалов существенно расширились благодаря модернизированию прочностных свойств посредством введения армирующих компонентов (волокон, нитевидных кристаллов, тканей и пр.), т.е., переходу к новому классу материалов — композитам на основе карбида кремния. Композиты на основе карбида кремния обладают рядом преимуществ по сравнению с монолитной (неармированной) керамикой, такими как высокая ударная вязкость, низкий коэффициент линейного термического расширения, высокая прочность [1].

Однако, одной из важных проблем композитов SiC/SiC является формирование границы раздела волокно/матрица, которая останавливает и/или отклоняет трещины, образующиеся под нагрузкой в хрупкой матрице, а также, предотвращает преждевременное разрушение армирующих волокон.

В классическом подходе отклонение трещин контролируется путем нанесения на поверхность волокна тонкого слоя материала со сравнительно невысокой прочностью на сдвиг, называемого межфазной границей, и действующего как механический предохранитель для защиты волокна. Во многих работах высказано предположение, что лучшими материалами для межфазной границы могут стать материалы со слоистой кристаллической структурой, такие как пироуглерод (PyC) или гексагональный нитрид бора (hex-BN) [2-4]. Межфазные слои, такие как PyC или BN, способствуют отклонению трещин матрицы, что является необходимым условием для активации различных механизмов упрочнения, включая множественное растрескивание матрицы, образование мостиков из волокон и фрикционное вырывание волокон.

Целью представленной работы является формирование защитного слоя BN на поверхности волокон SiC (SiC_{tex}) методом осаждения частиц борсодержащего золя (при варьировании компонентов водно-спиртового золя) на погруженные волокна. Окончательное формирование слоя BN происходило при термообработке 850 °C в печи в атмосфере N₂ в течение 3 ч.

По данным сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на поверхности SiC_{tex} формируется борсодержащий слой в виде неровномерного распределения хлопьевидных частиц (рис. 1).

Рисунок 1 – СЭМ SiC_{tex} со слоем BN на поверхности

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ №25-79-00224.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Ferraris M. et al. // J. Nucl. Mater. 2008. Т. 375. №. 3. С. 410-415.
2. Lee S. H. // J. Korean Ceram. Soc. 2025. Т. 62. №. 2. Р. 262-270.
3. Naslain R. R. // COMPOS PART A-APPL S. 1998. V. 29. №. 9-10. Р. 1145-1155.
4. Chen M. et al. // Int. J. Appl. Ceram. Tec. 2024. Т. 21. №. 3. С. 1892-1904.
5. Патент на изобретение RU 2841549 C1. Способ получения войлочного материала на основе карбида кремния / Лысенков А.С., Фролова М.Г., Каргин Ю.Ф., Ким К.А.

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Zn-Y-Mn

Камерилова А.А., Плегунова С.В., Ершов Н.А., Баженов В.Е., Комиссаров А.А.

Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия

kamerilova.aa@misis.ru

В челюстно-лицевой хирургии, ортопедии и травматологии активно развивается направление по разработке биорезорбируемых имплантатов. Такие изделия могут заменить традиционные титановые и стальные конструкции, которые требуют повторного хирургического вмешательства. Наиболее перспективными в этом плане являются магниевые сплавы: в отличие от аналогов на основе железа, цинка или полимерных материалов, они обеспечивают оптимальное сочетание скорости коррозии и механических свойств, которые максимально приближены к характеристикам костной ткани. [1, 2].

Целью данного исследования было изучение влияния горячей экструзии на микроструктуру, а также на механические и коррозионные свойства сплавов Mg_{0,5}Zn_{1,2}Y_{0,8}Mn, Mg_{1,0}Zn_{2,4}Y_{0,8}Mn и Mg_{1,5}Zn_{3,6}Y_{0,8}Mn (мас. %).

Плавка проводилась при температуре 740 °С. В качестве шихтовых материалов использовались: магний Mg95 (ГОСТ 804–93), цинк ЦВ0 (ГОСТ 3640–94), лигатура Mg-20%Y, лигатура Mg-3%Mn. Выплавку проводили в графитовом тигле. Готовый расплав продували аргоном в течение 3 минут, с последующей выдержкой в течение 10 минут. Полученные слитки были подвергнуты гомогенизирующему отжигу при T=520 °С. Для получения прутковых заготовок слитки были подвергнуты горячей экструзии через экструдер с диаметром 20 мм при температуре 400 °С и 450 °С.

После изучения микроструктуры с помощью оптического микроскопа было выявлено, что термическая и деформационная обработка способствует формированию мелкозернистой структуры. Главным образом это связано с динамической рекристаллизацией происходящей во время деформационной обработки. Средний размер зерна представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Значения среднего размера зерна исследуемых сплавов после экструзии

Сплав	Размер зерна при различной температуре экструзии, мкм	
	400 °С	450 °С
Mg _{0,5} Zn _{1,2} Y _{0,8} Mn	4,07 ± 0,22	2,91 ± 0,24
Mg _{1,0} Zn _{2,4} Y _{0,8} Mn	3,16 ± 0,19	3,89 ± 0,36
Mg _{1,5} Zn _{3,6} Y _{0,8} Mn	3,40 ± 0,20	2,18 ± 0,11

Минимальный размер зерна достигнут при температуре горячей экструзии при 450 °С в сплаве Mg_{1,5}Zn_{3,6}Y_{0,8}Mn и равняется 2,18 мкм

Механические испытания на растяжение были проведены при помощи разрывной машины INSTRON 5985 (предельная нагрузка 5 т, скорость растяжения 0,002 с⁻¹). Результаты испытаний представлены в таблице 2.

Таблица 2 – прочностные и пластические характеристики исследуемых сплавов

Сплав	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Mg _{0,5} Zn _{1,2} Y _{0,8} Mn 400 °С	191 ± 6	271 ± 12	13,70 ± 1,01
Mg _{0,5} Zn _{1,2} Y _{0,8} Mn 450 °С	252 ± 9	292 ± 15	4,78 ± 0,56
Mg _{1,0} Zn _{2,4} Y _{0,8} Mn 400 °С	236 ± 4	315 ± 10	10,84 ± 1,02
Mg _{1,0} Zn _{2,4} Y _{0,8} Mn 450 °С	275 ± 5	304 ± 9	4,20 ± 0,22
Mg _{1,5} Zn _{3,6} Y _{0,8} Mn 400 °С	274 ± 3	353 ± 7	9,30 ± 0,98
Mg _{1,5} Zn _{3,6} Y _{0,8} Mn 450 °С	261 ± 3	348 ± 10	10,72 ± 1,06

Выявлено, что при температуре экструзии 450 °С прочность и пластичность значительно улучшаются по сравнению с температурой экструзии 400 °С.

Оптимальные значения предела прочности, предела текучести и удлинения достигаются в сплаве Mg1,5Zn3,6Y0,8Mn после экструзии при температуре 450 °С.

Коррозионные испытания проводились в течение 8 суток в растворе Хенкса при температуре 36,6 – 37,0 °С. Скорость коррозии, измерялась по объему выделившегося водорода. Результаты коррозионных испытаний представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Результаты коррозионных испытаний

Сплав	Скорость коррозии при разных температурах экструзии, мм/год	
	400 °С	450 °С
Mg0,5Zn1,2Y0,8Mn	0,125 ± 0,030	0,080 ± 0,045
Mg1,0Zn2,4Y0,8Mn	0,195 ± 0,091	0,162 ± 0,024
Mg1,5Zn3,6Y0,8Mn	0,150 ± 0,047	0,166 ± 0,046

Коррозионная стойкость после экструзии при температурах 400 °С и 450 °С во всех сплавах удовлетворяет требованиям к биорезорбируемым материалам (не более 0,5 мм/год) [3].

После экструзии при температуре 450 °С значения механических и коррозионных свойств выше, чем при температуре 400 °С. Магниевый сплав Mg1,5Zn3,6Y0,8Mn после горячей экструзии при температуре 450 °С обладает наиболее оптимальными механическими и коррозионными свойствами и рекомендуются для изготовления прутков более тонкого сечения методом волочения и для доклинических исследований *in vitro* на цитотоксичность.

Работа выполнена в рамках реализации Стратегического проекта «Биомедицинская инженерия и биоматериалы» НИТУ МИСИС (программа «Приоритет 2030»).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Zhou R., Zheng Y.F. Characterization of modified magnesium and magnesium alloys for biomedical applications // Surface Modification of Magnesium and its Alloys for Biomedical Applications. 2015. V.1. P. 263-282.
2. Witte F. Applications: use of magnesium in medical applications // Fundamentals of Magnesium Alloy Metallurgy. 2013. V.10. P.342-355.
3. Uppal G., Thakur A., Chauhan A., Bala S. Magnesium based implants for functional bone tissue regeneration // Journal of Magnesium and Alloys. 2021. №3. P. 1-31.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДОВ ПОДБОРА КОНСТАНТ В МИКРОСТРУКТУРНОЙ МОДЕЛИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С УЧЁТОМ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА

Ребров Т.В.^{1*}, Беляев Ф.С.^{1,2}, Волков А.Е.¹, Вуколов Е.А.¹

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

²Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

*st063189@student.spbu.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) благодаря своим свойствам используются при создании приводов и датчиков, где важна температура срабатывания. Она, в свою очередь, зависит от характеристических температур СПФ, которые могут изменяться за счёт различных факторов. Одним из них является эффект стабилизации мартенсита (ЭСМ). Он проявляется в увеличении температур начала и окончания обратного мартенситного превращения после предварительной деформации. Данный эффект ранее был описан в микроструктурной модели Лихачёва-Волкова при помощи эволюционных уравнений [1].

Целью данной работы является сравнительный анализ различных подходов к подбору материальных констант ЭСМ. Применяется ручной подбор констант и ряд автоматизированных решений, использующих в качестве целевой функции невязку между экспериментальными и расчётными значениями сдвига температуры начала обратного превращения ΔA_s для серий из $n = 15$ численных и реальных экспериментов [2] для сплавов $Ti_{50}Ni_{50}$ и $Ti_{49}Ni_{51}$:

$$fitness = \sqrt{\sum_{k=1}^n (\Delta A_s^{exp_k} - \Delta A_s^{th_k})^2}$$

Рассмотрены следующие подходы к идентификации параметров: ручной, основанный на феноменологическом смысле констант, метод Нелдера–Мида, реализующий безградиентную минимизацию функции невязки и оперирующий симплексом в пространстве параметров; стохастический генетический алгоритм — эволюционный подход, использующий популяцию решений, операторы отбора, скрещивания и мутации (Рисунок 1); а также нейросетевой подход на основе архитектуры Deep Sets, обученной на синтетическом датасете, подготовленном при помощи микроструктурной модели.

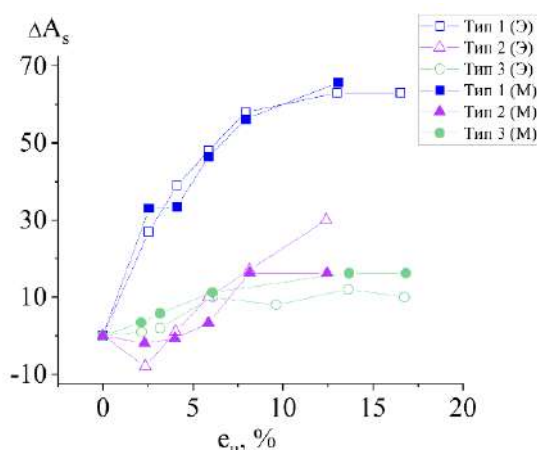


Рисунок 1 – Сравнительные графики зависимости сдвига температур начала обратного мартенситного превращения от деформации после разгрузки в модели (М) с константами, подобранными при помощи Генетического алгоритма и в экспериментах (Э) для сплава $Ti_{50}Ni_{50}$.

Сравнительный анализ показал (Таблица 1), что ручной подбор, метод Нелдера–Мида и генетический алгоритм дают близкие значения материальных констант и обеспечивают хорошее качество аппроксимации экспериментальных зависимостей $\Delta A_s(\varepsilon_u)$ при относительно простой настройке. Нейросетевой подход

демонстрирует перспективность с точки зрения скорости последующего применения, но требует существенных предварительных вычислительных затрат на генерацию датасета и обучение, а также обладает большей чувствительностью к гиперпараметрам.

Таблица 1 – Результаты подбора констант для сплава $Ti_{50}Ni_{50}$ при использовании различных методов.

Способ подбора	k_1	k_2	k_3	$fitness, K$
Вручную	5,6	4,0	1,0	7,10
Метод Нелдера-Мида	5,98	4,63	1,21	6,76
Генетический алгоритм	6,68	4,92	1,43	6,77
Нейросеть DeepSets	9,18	4,96	2,29	7,39

Исследование проведено при финансовой поддержке Санкт-Петербургского государственного университета, проект 116636233.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Volkov A. E. et al. The effect of martensite stabilization in titanium nickelide after various methods of pre-deformation: simulation with a single set of constants // Materials Physics and Mechanics. Institute for Problems in Mechanical Engineering, Russian Academy of Sciences, 2024. Vol. 52, № 4. P. 91–99.
2. Belyaev S. et al. Damage of the martensite interfaces as the mechanism of the martensite stabilization effect in the NiTi shape memory alloys // J. Alloys Compd. Elsevier Ltd, 2022. Vol. 921.

ЛЕГИРОВАНИЕ НИКЕЛЕМ И ХРОМОМ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ СИЛУМИНОВ

Гусакова О.В.¹, Шепелевич В.Г.²¹УО «Международный государственный экологический институт имени А.Д.Сахарова» Белорусского государственного университета, Минск, Беларусь,²Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь
ol.gusakova@gmail.com

Сплавы Al–Si являются наиболее используемыми литыми алюминиевыми сплавами для широкого спектра применений благодаря их превосходной литейности, хорошей коррозионной стойкости, высокому соотношению прочности к весу, низкому коэффициенту линейного расширения. В частности, автомобильная промышленность сделала гигантский шаг вперед в снижении веса автомобилей, заменив литые и ковкие чугунные компоненты алюминиевым литьем (например, головки цилиндров, блоки двигателей, поршни, тормозные суппорты). Вместе с этим рост потребления алюминиевых сплавов вызывает необходимость их вторичной переработки, что особенно актуально поскольку энергетические затраты на производство вторичного алюминия в десять раз ниже, чем его извлечение из бокситовой руды [1]. Однако вторичные силумины часто содержат высокую концентрацию примеси железа. В присутствии железа в силуминах образуются интерметаллидные соединения Al-FeSi (β -фаза) и Al-FeSi₂ (δ -фаза), имеющие форму пластин при практически важных скоростях охлаждения расплава от 1 до 100 К/с. Наличие крупных пластинчатых включений ухудшает механические свойства материала, снижает растекаемость расплава и увеличивает пористость в отливке. Поэтому устранение отрицательного влияния примеси железа на качество материала особенно актуально при вторичной переработке. На практике, кроме удаления железа путем гравитационной сегрегации или путем фильтрации жидкого металла, используется дополнительное легирование для модификации морфологии β -фазы и δ -фазы путем изменения химического состава и стимулирования образования другой фазы.

Наиболее изученным легирующим элементом, подавляющим рост β -фазы, является Mn. Показано, что в присутствии марганца в железо содержащих силуминах формируются включения фазы Al-(FeMn)₃Si₂, имеющие форму «китайских иероглифов», при этом оптимальная концентрация марганца зависит от концентраций железа и кремния, а также скорости кристаллизации [2]. Согласно отдельным публикациям возможно подавление роста β - и δ -фаз при легировании силумина никелем и хромом [3]. Поэтому актуально установление общих закономерностей образования железосодержащих фаз в силумине, легированном Ni и Cr.

В настоящей работе представлены результаты исследования микроструктуры и фазового состав железосодержащих эвтектических силуминов, полученных при скоростях охлаждения расплава 10² К/с. Скорость охлаждения порядка 10² К/с достигалась при затвердевании расплава в графитовой изложнице толщиной 10 мм и высотой 5 мм. В эвтектический сплав АК12оч (Al-12,3Si-0,2Fe) вводились железо, никель и хром. Концентрация легирующих элементов в исследованных сплавах приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сплавов

Элемент	Номер сплава					
	1	2	3	4	5	6
	Концентрация легирующих элементов, масс. %					
Fe	0,2	0,2	0,5	0,5	0,7	0,7
Ni	0,7	1,3	0,7	1,3	1,3	2,2
Cr	0,2	0,3	0,2	0,3	0,3	0,5

Для исследования микроструктуры использовался сканирующий электронный микроскоп LEO 1455VP с рентгеноспектральным микроанализатором. Фазовый состав определялся на рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima 4.

На рисунке 1 представлены СЭМ изображения общего вида микроструктуры и карты распределения кремния исходного сплава АК12оч, сплава 3 и сплава 5, полученных при скорости охлаждения расплава 200 К/с. Затвердевание начинается с образования дендритов твердого раствора на основе алюминия (α -Al), размер которых уменьшается с легированием никелем и хромом. Расчет показывает, что объемная доля фазы α -Al при этом не уменьшается.

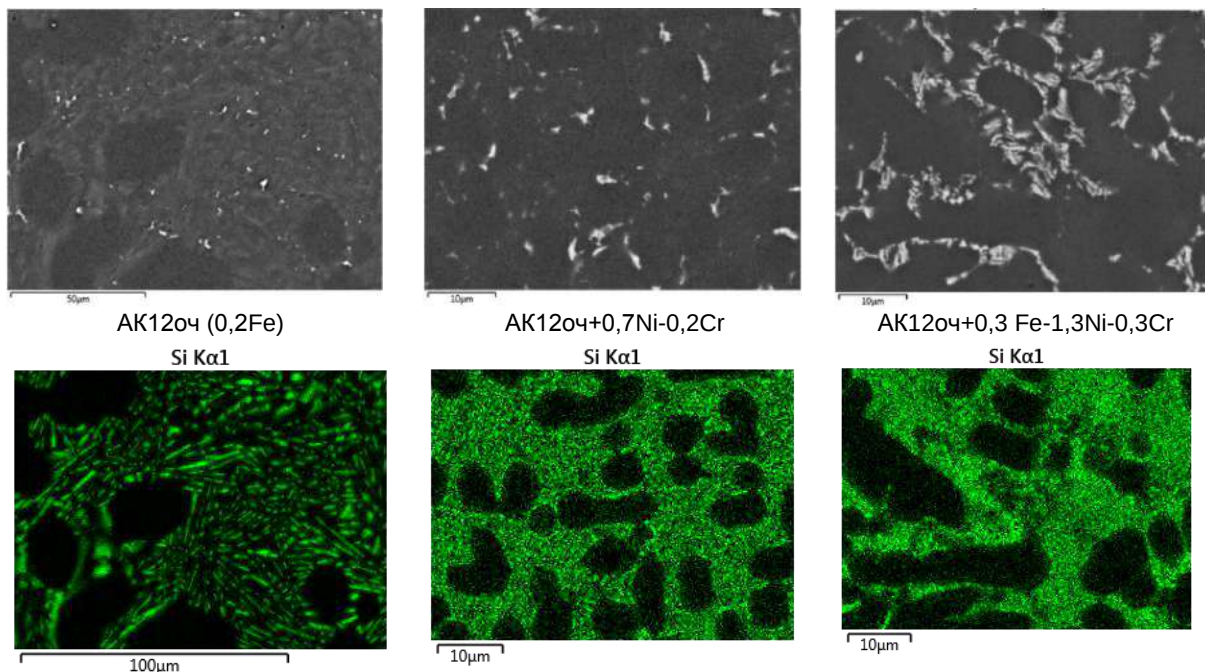


Рисунок 1 – СЭМ изображения микроструктуры и карты распределения кремния в сплавах 1, 3 и 5

Обнаружено, что легирование никелем и хромом приводит уменьшению размеров включений эвтектического кремния. В междендритном пространстве локализованы также интерметаллидные соединения, содержащие Al, Si, Ni, Cr и Fe. На рисунке 2 приведено СЭМ изображение участка и карта распределения кремния в междендритном пространстве сплава 4. В силумине, легированном никелем и хромом, кремний затвердевает с образованием дендритов микронных размеров. Длина ветвей дендритов Si не превышает 2-3 мкм, а толщина составляет 100-200 нм.

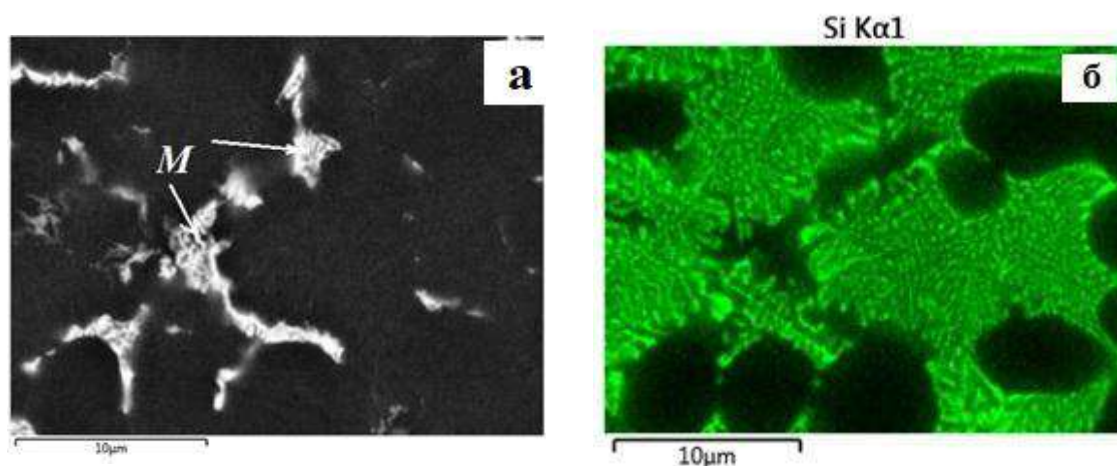


Рисунок 2 – СЭМ изображение микроструктуры (а) и карта распределения кремния участка сплава 4

Причиной измельчения как дендритов α -Al так и включений эвтектического кремния может быть повышенная скорость кристаллизации, обусловленная существованием в расплаве кластеров интерметаллидов или легирующих элементов, которые служат центрами образования кристаллических зародышей алюминия.

Результаты анализа элементного состава α -Al и области эвтектического кремния приведены в таблице 2

Таблица 2 – Средние концентрации элементов в дендритах α -Al и в области смеси эвтектического кремния и алюминия

Участок	Концентрация элементов, масс.%				
	Si	Fe	Ni	Cr	Al
α -Al	1,1	0,06	0,2	0,1	Al-остальн
Si _{эвт} + Al	18,5	0,1	0,3	0,2	Al-остальн

Рентгеноспектральный микроанализ позволил установить, что Si, Ni, Cr и Fe входят в состав включений с формой «китайских иероглифов», располагающихся на границе α -Al (показаны стрелками на рисунке 2а).

Размеры, состав и соотношение компонент в интерметаллидных включениях изменяются в зависимости от их концентрации. Согласно данным рентгеноструктурного анализа в исследуемых сплавах образуются два интерметаллидных соединения: $\text{Al}_3(\text{FeNiCr})\text{Si}_2$ и Al_9FeNi как показано на рисунке 3. Согласно литературным данным оба соединения имеют переменный состав. Атомы Ni, Fe и Si случайным образом замещают друг друга [4].

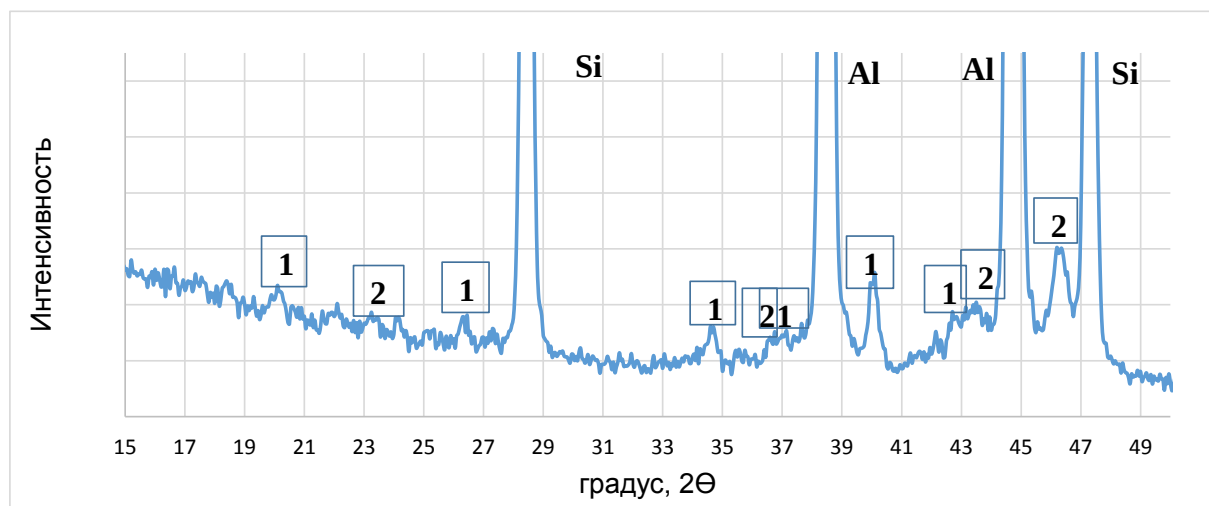


Рисунок 3 – Дифрактограмма сплава 6: 1- $\text{Al}_3(\text{FeNiCr})\text{Si}_2$, 2 – $\text{Al}_9(\text{FeNiSi})$

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что легирование силуминов никелем и хромом приводит к:

- уменьшению размеров первичных дендритов α -Al и включений эвтектического кремния,
- подавлению роста пластинчатых железосодержащих интерметаллидов β -фазы за счет образования многокомпонентных интерметаллидов $\text{Al}_3(\text{FeNiCr})\text{Si}_2$, $\text{Al}_9(\text{FeNiSi})$ с формой «китайских иероглифов».

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Довнар, Г.В. Андриц А.А., Степанюк А.Н. Структура и анализ сырьевой базы цветных металлов Республики Беларусь // Литье и металлургия – 2005. – № 2-1. – С. 124–126.
2. Becker H., Bergh T., Vullum P.E., Leineweber A., Li Y. Effect of Mn and cooling rates on α -, β - and δ -Al-Fe-Si intermetallic phase formation in a secondary Al-Si alloy // Materialia –2019. – №5. – P. 100198.
3. Y.C. Wu, X. Yuan, L.J. Hu, et al. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Ni-Fe alloys //Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – v. 1053. – P. 186174.
4. Basak C.B., Aditya Meduri, N.Hari Babu Influence of Ni in high Fe containing recyclable Al-Si cast alloys // Materials and Design. – 2019. –V.182. – P. 108017.

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ СПЕКТРЫ ЭКСИТОНОПОДОБНЫХ И ПОЛЯРИТОННЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ В НАНОРЕШЕТКАХ МИКРОПОР С ГЕКСАГОНАЛЬНОЙ СИММЕТРИЕЙ

Безус Ю.А.^{*}, Федоров С.А.

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

^{*}paladyan0108@yandex.ru

Существующие в настоящее время многочисленные исследования оптических свойств физических систем наноструктурного масштаба необходимы как для дальнейшего развития теорий квантовой нанофотоники, так и для расширения возможностей ее практических применений. Особый интерес при этом представляет моделирование многофункциональных пористых материалов свойства которых определяются спектральными характеристиками соответствующих квазичастичных возбуждений. Методики расчета их состояний, разработанные в [1] были проиллюстрированы на простейших примерах одномерных цепочек и двумерных нанокристаллов с примитивной решеткой. В этой связи представляет интерес рассмотрение более сложные системы – неидеальные, топологически упорядоченные массивы микропор с несколькими структурными элементами в элементарной ячейке, обладающей гексагональной симметрией [2-4].

В настоящей работе для указанных сред проведено микроскопическое рассмотрение поляритонных и экситоноподобных возбуждений, получены аналитические выражения для энергий соответствующих квазичастиц, а также изучена специфика их энергетических спектров, обусловленная как конфигурационной зависимостью гамильтониана системы, так и ее симметрией. С помощью численного моделирования выявлены особенности дисперсионных и зонных характеристик энергетических спектров и установлены численные критерии существования поляритонного конденсата для тех систем, в которых возможна бозе-эйнштейновская конденсация.

На рисунке 1 а, б приведены графические изображения дисперсионных зависимостей экситоноподобных и поляритонных возбуждений для рассматриваемых систем соответственно.

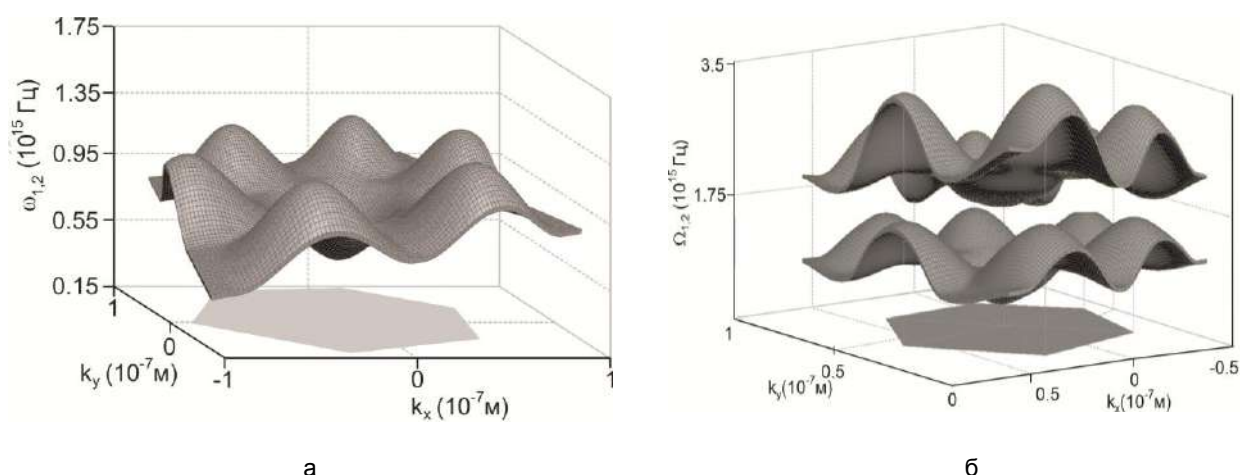


Рисунок 1 – Графическое изображение дисперсионных зависимостей экситоноподобных (а) и поляритонных (б) возбуждений в нанорешетках микропор с гексагональной симметрией

Полученные в работе результаты существенно расширяют возможности численных методов моделирования физических систем наноструктурного масштаба, поскольку позволяют более точно учитывать влияние дефектов, неоднородностей и вариаций симметрии кристаллической решётки на динамику возбуждений. Разработанные подходы повышают достоверность и согласованность моделирования с реальными динамическими процессами, что особенно важно для проектирования материалов и устройств, чувствительных к локальным структурным изменениям.

Таким образом, функциональные пористые материалы могут быть целенаправленно модифицированы как посредством управляемого внедрения структурных дефектов, так и за счет изменения симметрии решетки Браве, что открывает путь к созданию материалов с заранее заданными оптическими, механическими и транспортными свойствами. Такой подход формирует основу для разработки новых поколений нанофотонных и оптоэлектронных систем, в которых свойства среды могут быть адаптированы под конкретные задачи – от управления распространением электромагнитных возбуждений до повышения эффективности сенсорных и квантовых устройств.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. А.П. Алоджанц, С.М. Аракелян, С.Н. Багаев. Фазовые переходы и хранение квантовой оптической информации на основе поляритонов в пространственно-периодических структурах // Наносистемы: физика, химия, математика. – 2010. – Т.1, №1. – С. 7-25.
2. В.В. Румянцев, С.А. Федоров, Ю.А. Безус и др. Экситоноподобные возбуждения в неидеальных гексагональных решетках микропор // Вестник Донецкого национального университета. Серия Г: Технические науки. – 2025. – №1. – С. 5-10.
3. С.А. Федоров, Ю.А. Безус, А.Е. Рыбалка. Поляритонные возбуждения в топологически упорядоченном неидеальном гексагональном массиве микропор с примитивной решеткой // Проблемы искусственного интеллекта. – 2025. – № 3(38). – С. 78-86.
4. Ю.А. Безус, С.А. Федоров Спектры экситоноподобных и поляритонных возбуждений в нанорешетках микропор с гексагональной симметрией // Невская фотоника-2025. Всероссийская научная конференция с международным участием. Сборник научных трудов (13-18 октября 2025 г.) / под ред. д.ф.-м.н. Цыпкина А.Н. – СПб.: Университет ИТМО, 2025. – С. 313.

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Hf/Zr НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co

Беляев С.П.^{1*}, Реснина Н.Н.¹, Иванов А.М.¹, Бикбаев Р.М.¹, Базлов А.И.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский технологический университет "МИСИС",

Москва, Россия

*spbelyaev@mail.ru

Целью работы явилось исследование функционального поведения высокоэнтропийных сплавов системы Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с разным соотношением концентраций Hf/Zr и энтропией смешения. Для этого было синтезировано 6 новых сплавов, которые были разделены на две группы. В первой группе суммарная концентрация Hf+Zr составляла 20 ат %, а во второй – 34 ат%. В каждой из групп, концентрации Hf/Zr были выбраны как 1/3, 1/1 и 3/1. Таким образом в проекте были получены литые сплавы $Ti_{30}Hf_5Zr_{15}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$, $Ti_{30}Hf_{10}Zr_{10}Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$, $Ti_{30}Hf_{15}Zr_5Ni_{30}Cu_{10}Co_{10}$ (первая группа) и $Ti_{16}Hf_{8,5}Zr_{25,5}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$, $Ti_{16}Hf_{17}Zr_{17}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$, $Ti_{16}Hf_{25,5}Zr_{8,5}Ni_{16}Cu_{17}Co_{17}$ (вторая группа). Структура всех сплавов содержала основную матрицу и вторичные частицы в междендритном пространстве. В сплавах из первой группы прямое мартенситное превращение начинается при температурах ниже -100 °С и не заканчивается при -170 °С. Отклонение соотношения Hf/Zr от 1/1 повышает температуры переходов. В сплавах из второй группы, прямое мартенситное превращение не имело место при охлаждении до -170 °С. Увеличение концентрации гафния в сплавах из второй группы понижает температуры мартенситных переходов. Во всех сплавах исследовали эффект псевдоупругости при разных температурах, изменение обратимой деформации при охлаждении и нагревании под различными напряжениями и эффект памяти формы – восстановление деформации при нагревании после деформирования при -100 °С (первая группа) и -150 °С (вторая группа) до разных деформаций.

Полученные результаты показали, что все сплавы демонстрируют все функциональные свойства, т.е проявляют эффект псевдоупругости, демонстрируют обратимое изменение деформации при охлаждении и нагревании под напряжением и эффект памяти формы. В сплавах первой группы эффект псевдоупругости является несовершенным, т.е. при разгрузке деформация восстанавливается не полностью и наблюдается остаточная деформация. В сплавах второй группы восстановление деформации совершенное. Увеличение концентрации гафния за счет уменьшения концентрации циркония увеличивает коэффициент $d\sigma/dT$ в соотношении типа Клаузиуса-Клапейрона.

В сплавах первой группы отклонение соотношения Hf/Zr от 1/1 увеличивает обратимую деформацию. Это связано с тем, что в сплавах с соотношением 1/3 и 3/1 температуры МП превышают таковые в сплаве с Hf/Zr = 1/1, поэтому большая часть сплава переходит в мартенсит при охлаждении, а значит и больше деформация при охлаждении, которая восстановится при нагревании. В сплавах второй группы, увеличение концентрации гафния за счет концентрации циркония понижает величину обратимой деформации. Это связано с тем, что увеличение концентрации гафния понижает температуры мартенситного перехода и, следовательно, уменьшается доля мартенсита, образовавшегося при охлаждении под напряжением, что и уменьшает обратимую деформацию. Вне зависимости от группы, увеличение концентрации циркония за счет уменьшения концентрации гафния повышает остаточную необратимую деформацию, что обусловлено понижением дислокационного предела текучести.

В целом можно заключить, что изменение соотношения Hf/Zr в высокоэнтропийных сплавах Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co может быть успешно использовано, как дополнительный инструмент управления функциональными свойствами этих сплавов.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00169_П.

ИЗМЕНЕНИЕ ПЛОТНОСТИ ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫХ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВА Ti – 51 ат% Ni ЧЕРЕЗ ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНТЕРВАЛ МАРТЕНСИТНОГО ПЕРЕХОДА

Реснина Н.Н.^{*}, Беляев С.П., Данилов Д.В.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия

*resnat@mail.ru

Известно, что при термоциклировании сплавов с памятью формы на основе TiNi через температурный интервал мартенситных переходов меняется плотность дислокаций. Полагают, что растущая мартенситная пластинка создает высокие локальные напряжения, которые превышают дислокационный предел текучести, что инициирует размножение и скольжение дислокаций. На основании этого, логично предположить, что плотность дислокаций должна увеличиваться с ростом числа термоциклов. Однако последние исследования показывают, что плотность дислокаций меняется с циклами немонотонно в сплавах на основе TiNi. Так, например, методами рентгенодифракционного анализа и измерения электросопротивления было установлено, что при термоциклировании сплава TiNi с избытком никеля плотность дислокаций увеличивается в первые 10-30 циклов, затем падает к 100-му циклу, слабо меняется до 200-300 цикла, а, затем, увеличивается. Измерения электросопротивления и рентгеновская дифракция позволяют оценить изменение дислокации в среднем по измеряемому объему, и не позволяют разделить вклады от статистически накопленных и геометрически необходимых дислокаций. Целью данной работы явилось исследование изменение плотности геометрически необходимых дислокаций (ГНД) методом дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОРЭ) при термоциклировании сплава TiNi с избытком никеля.

Пластина сплава Ti-51 ат% Ni размером 10 x 10 мм была подвергнута электрополировке для того, чтобы получить зеркальную поверхность без наклепа. На пластине были выбраны два места размером 200 x 250 мкм, и получены ДОРЭ карты в исходном состоянии, после 1, 10, 30, 50, 100, 200, 300, 400 и 500 циклов. В работе анализировали КАМ (kernel average misorientation) карты с размером ядра 3x3 и 5x5 и ГНД (geometrically-necessary dislocation) карты с аналогичными размерами ядер. Полученные результаты показали, что в зернах присутствуют области с низкой плотностью дислокаций ($0,01 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$) и области с высокой плотностью ГНД ($2 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$). При термоциклировании доля областей с высокой плотностью ГНД меняется немонотонно, что коррелирует с изменением плотности дислокаций, измеренное методами рентгеновской дифракции и электросопротивления. Таким образом, можно заключить, что при мартенситном превращении возникают геометрически необходимые дислокации обусловленные аккомодацией напряжений, создаваемых растущими мартенситными кристаллами в аустенитной матрице. Эти дислокации наследуются аустенитной фазой и остаются в сплаве после обратного превращения. При последующем охлаждении зарождение и рост кристаллов мартенсита происходит не в тех же местах, что при предыдущем охлаждении. В этом случае напряжения, создаваемые этими кристаллами, могут приводить к движению дислокаций и их перераспределению, поэтому доля этих дислокаций меняется немонотонно при термоциклировании. Изменение плотности ГНД хорошо коррелирует с изменением плотности дислокаций, измеренной другими методами, что указывает на то, что вклад ГНД в общее изменение плотности дефектов при термоциклировании является основным.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РФФИ № 23-19-00280.

О ФОРМИРОВАНИИ ПОКРЫТИЯ ИЗ Al-Si СПЛАВА НА ВНУТРЕННЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛИ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ НАПЛАВКИ

Орда Д.В., Сосновский И.А., Комаров А.И., Курилёнок А.А.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь
dmitry_orda@mail.ru

Метод центробежной наплавки является одним из перспективных технологических приемов для получения бесшовных биметаллических подшипников скольжения. Близкие параметры физико-термических свойств материалов основы и покрытия, а именно коэффициента термического линейного расширения, а также наличие областей взаимного растворения основных элементов, обеспечивают высокий уровень адгезионных свойств покрытия и основы, обеспечивая низкий уровень напряжений в процессе кристаллизации [1]. В качестве материала покрытия часто используются бронзы, баббиты и т.п. Альтернативным материалом покрытий выступают алюминиевые сплавы, которые широко используются в машиностроении, имеют высокую удельную прочность и коррозионную стойкость, а также обладают высокой технологичностью, что облегчает их применение на производстве.

Основная проблема проектирования комбинированных деталей с алюминиевым слоем, заключается в низком уровне адгезии между алюминиевым сплавом и сталью, который обусловлен различием теплофизических свойств (КТЛР алюминиевых сплавов $20\text{--}26 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$, стали – $14,1 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$) [2, 3], наличием оксидных пленок и возникновением диффузионных процессов на границе раздела материалов. В [4] показано, что композиционные сплавы на основе системы Al-Si-Cu обладают пониженным КТЛР. Так, при введении в сплав 20-30 масс.% Si обеспечивается снижение КТЛР до значений $16\text{--}18 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$, однако, присутствующие в структуре крупные частицы первичного кремния негативно сказываются на триботехнических свойствах материала. При этом аналогичное воздействие оказывает легирование алюминиевого сплава медью, за счет образования интерметаллидов типа Al_xCu_y . Следует отметить, что воздействие на КТЛР оказывает дисперсность структуры, которая может быть достигнута ускоренным охлаждением или модифицированием.

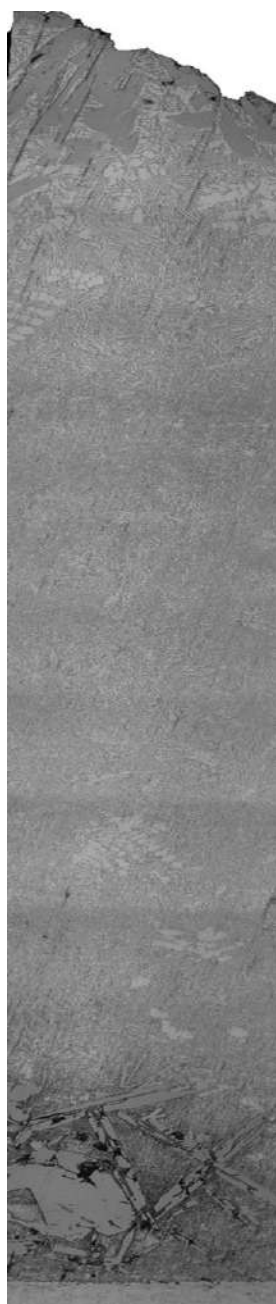
В Объединенном институте машиностроения Национальной академии наук Беларуси разработана технология наплавки покрытий на внутреннюю поверхность деталей методом центробежного формования с индукционным нагревом [5]. В процессе наплавки происходит полное расплавление шихтового материала с образованием единого расплава, что позволяет формировать сплав необходимого состава, а также проводить его модифицирование непосредственно в процессе наплавки.

Целью данной работы является исследование структурообразования и триботехнических свойств покрытия из сплава АК20 полученного центробежной индукционной наплавкой на внутреннюю поверхность заготовки.

В качестве материала для наплавки покрытия использовался алюминиево-кремниевый сплав АК20.

Формирование покрытия на внутренней поверхности цилиндрической стальной заготовки из стали 20 (ГОСТ 1050-88) проводилось методом центробежного формования предварительно подготовленной кусковой шихты, со ступенчатым нагревом и изотермической выдержкой в течение 5 минут токами высокой частоты при температуре $680\text{--}720 \text{ }^{\circ}\text{C}$ при вращении со скоростью 1500 мин^{-1} . Шихта состояла из кусков силумина и покровного флюса в количестве 5% от массы шихты. Количество материала рассчитывалось из объема расплава необходимого для получения покрытия из силумина толщиной 5–6 мм.

Центробежная индукционная наплавка осуществлялась на оборудовании, включающем генератор токов высокой частоты (ТВЧ) типа ЛПЗ-2-67М, мощностью 60 кВт, частотой 66 кГц, рамочный индуктор, программный регулятор ТРМ 151, инфракрасный пирометр TemPro-2200 и установку центробежной индукционной наплавки (конструкции ОИМ НАН Беларуси) с регулируемой частотой вращения.



1 мм
Рисунок 1 – Структура
покрытия АК20

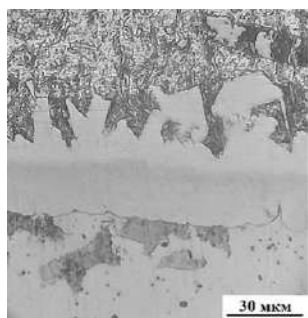


Рисунок 2 – Структура
диффузионного слоя

Температура нагрева определялась пирометром TemPro-2200, а время контролировалось электронным секундомером ИВР-203М ТУ 4282-001-33865949-2009.

Структурно-фазовое состояние полученных образцов исследовались методом металлографического анализа на микроскопе ХJM300, оснащенный цифровой регистрацией изображений. Микротвердость образцов определялась на приборе PMT-3 при нагрузке 0,196 и 0,49 Н.

Триботехнические испытания образцов проводились на трибометре MFT-5000 (Rtec Instruments, США) по схеме возвратно-поступательного перемещения образца относительно неподвижного стального контртела, в качестве которого использовался торец стального ролика из сплава ШХ15 (твердость 60-62 HRC) диаметром 3 мм. Испытание проводилось при нагрузке (F_z) 65, 130 и 195 Н в среде масла И-40А. Амплитуда перемещения составляла 10 мм с частотой 10 Гц. Длительность испытания в нагруженном состоянии составляла 1 часа. По результатам испытаний определялся коэффициент трения, массовая интенсивность изнашивания I_q , а также суммарный линейный износ пары трения. Потеря массы Δm образцов определялась путем взвешивания на аналитических весах ВЛР-200.

Металлографический анализ показал, что покрытие имеет эвтектическую структуру (рисунок 1) с неравномерным распределением частиц эвтектического кремния и первичных кристаллов, что обусловлено разной скоростью отвода тепла с поверхности втулки. Так у стальной втулки и у поверхности иглообразные частицы эвтектического кремния более крупные (до 4 раз) в сравнении с серединной частью. При этом часть включений первичного кремния под действием центробежной силы оттесняются к стальной основе, а часть включений остается у поверхности [5]. Размер данных включений достигает 500 мкм, при этом у поверхности частицы неправильной формы, тогда как у стальной основы частицы двух форм: неправильной и иглообразной, размер которых достигает 800 мкм. В структуре покрытия также встречаются дендритные зерна α -Al.

Отличительной особенностью при формировании покрытия является формирование диффузионного слоя на поверхности стальной втулки (рисунок 2). Структура диффузионного слоя, близка к структуре алитированного слоя в расплавах алюминия. Данный слой имеет характерные вытянутые зерна, рост которых происходит по нормали к поверхности [5].

Со стороны Al-Si сплава граница диффузионного слоя имеет «рваное» строение, частицы угловатой формы окруженные Al-Si сплавом. Такое строение границы раздела фаз указывает на растворение алитированного слоя. Железо, растворенное в расплаве, при кристаллизации выделяется в виде железосодержащих включений иглообразной формы в приграничной зоне.

Исследования микротвердости (HV 0.02) покрытия показали, что твердость крупноигольчатой эвтектики у поверхности покрытия составляет 36-44 МПа, а у стальной втулки несколько выше (40-50 МПа) за счет дополнительного армирования железосодержащими

включениями, тогда как микротвердость мелкоигольчатой эвтектики в середине покрытия – 45-57 МПа. В структуре покрытия присутствуют железосодержащие включения, микротвердость которых колеблется в пределах от 5,5 до 7 ГПа, а алитированный слой обладает микротвердостью на уровне 6,5-7,0 ГПа.

Триботехнические испытания проводились на трех участках по глубине покрытия: у поверхности, в середине и у границы со сталью. Согласно полученным данным (таблица 1) эвтектическая структура обладает низким значением коэффициента трения, тогда как включения кремния и железосодержащих включений негативно сказываются на износостойкости.

Таблица 1 – Результаты триботехнических испытаний

Область испытаний	Коэффициент трения			Суммарный линейный износ, мкм			Интенсивность изнашивания I_q , мг/м
	65 МПа	130 МПа	195 МПа	65 МПа	130 МПа	195 МПа	
Поверхность	0,019-0,021	0,007-0,009	0,008-0,010	19	22	51	$8,23 \cdot 10^{-5}$
Середина	0,004-0,006	0,014-0,016	0,003-0,005	14	19	31	
У стальной втулки	0,005-0,008	0,009-0,012	0,007-0,011	34	24	59	

Измерение массы образца в процессе испытаний не позволило достоверно установить потерю массы, ввиду малых значений, поэтому была определена средняя интенсивность изнашивания после серии испытаний, тогда как данные суммарного линейного износа пары трения показали, что мелкоигольчатая эвтектика обладает более высокой износостойкостью. Результаты исследований, показали, что частицы первичного кремния и железосодержащих включений скалываются в процессе испытаний, что приводит к формированию абразивного характера износа (рис.3).

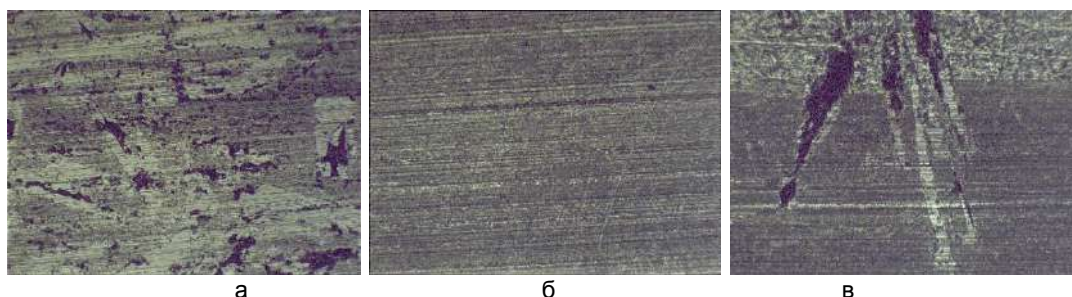


Рисунок 3 – Поверхности трения различных зон по глубине покрытия у поверхности (а), в середине (б) и у границы со сталью (в)

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Б.Н. Нуралин [и др.] Применение твёрдого антифрикционного композитного материала в конструкции подшипников скольжения. Известия ОГАУ, 2016. №6 (62).
2. Материалы в машиностроении. Выбор и применение. Т. 1. Цветные металлы и сплавы. / Под ред. Лужникова Л.П. // М: Машиностроение, 1967.
3. Материалы в машиностроении. Выбор и применение. Т. 2. Конструкционная сталь. / Под ред. Могилевского Е.П. // М: Машиностроение, 1967.
4. М.А. Малюх Разработка составов легких сплавов системы Al-Si-Cu с регламентированным температурным коэффициентом линейного расширения: автореф. дис. канд. техн. наук. Новокузнецк, 2019.
5. К.Е. Белявин [и др.] Глава 11. Структура и триботехнические свойства алюминиевых покрытий, получаемых методом центробежной индукционной наплавки. Перспективные материалы и технологии (монография): под ред. В.В. Рубаника. Минск: Изд. центр БГУ, 2021.

НИОБИЙ И ЕГО СПЛАВЫ ДЛЯ РАЗЛИЧНЫХ ПРИМЕНЕНИЙ

**Золотуев К.В., Кравцова М.В., Цаплева А.С., Мальченков А.В., Савельев И.И.,
Алексеев М.В., Абдюханов И.М.**

*АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. ак. А.А.Бочвара» (АО «ВНИИНМ»), Москва, Россия
astsapleva@bochvar.ru*

Ниобий и его сплавы находят широкое применение в атомной и авиационной технике. Для создания магнитных систем термоядерных реакторов, токамаков, ускорителей физики высоких энергий требуются сверхпроводящие материалы. Наиболее широко используются сверхпроводники на основе деформируемого сплава Nb–Ti и интерметаллического соединения Nb₃Sn. Например, для осуществления вклада Российской Федерации в проект Международного термоядерного экспериментального реактора (ИТЭР) было изготовлено около 220 т. таких материалов [1, 2].

Для изготовления сверхпроводников требуемого качества в АО «ВНИИНМ» была разработана технология плавки ниобия различных сортов (резонаторный, НБМ, НББ и НБТ), отличающиеся по чистоте и твердости [3, 4]. Кроме этого, были разработаны и внедрены в производство несколько технологий изготовления слитков сплава НТ47. Сплав на основе НТ-47 применяется при промышленном выпуске сверхпроводников для различного применения: физика высоких энергий, провода томографического типа, провода для ключей, а также для изготовления элементов коаксиального кабеля, который требуется при создании квантового компьютера [5, 6].

Развитие устройств физики высоких энергий непрерывно требует создания сверхпроводящих материалов со все более высокими токонесущими характеристиками. В связи с этим в АО «ВНИИНМ» за последнее десятилетие были разработаны технологии изготовления многокомпонентных сплавов на основе ниобия, легированного танталом, цирконием, гафнием и иттрием в различных комбинациях [7, 8]. Пример темплетов поперечного сечения слитка представлен на рисунке 1.

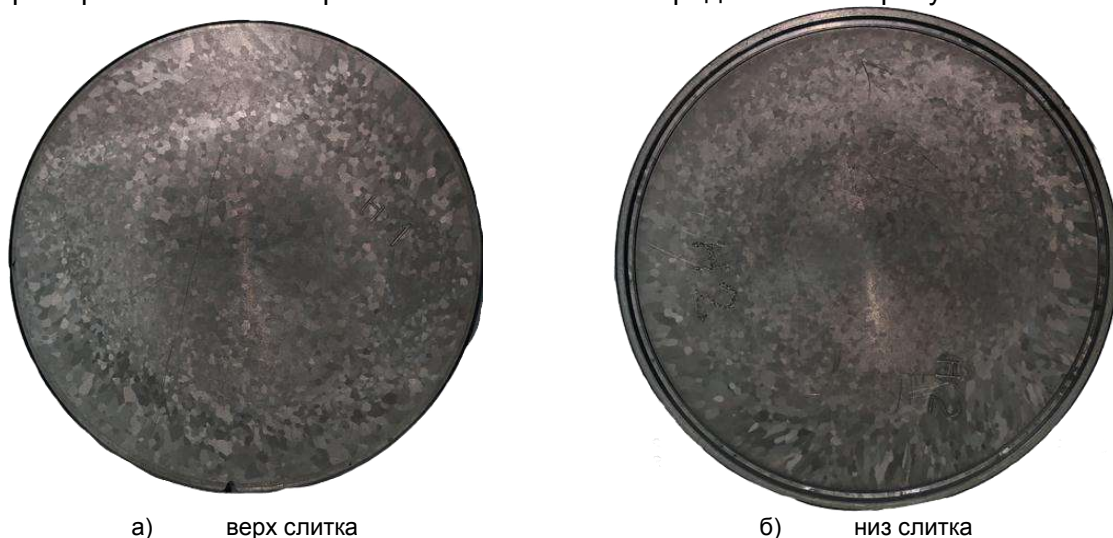


Рисунок 1 – Поперечное сечение слитка NbTaHf

Содержание тантала в слитках составляло от 3 до 25 % мас., циркония – от 0,2 до 2 % мас., гафния – от 0,5 до 2 % мас., иттрия – от 0,001 до 0,1 % мас. Полученные слитки диаметром 130 мм были переработаны в прутки и трубы - элементы композиционных многоволоконных заготовок. В составе сверхпроводников после многократных операций прессования и волочения размер элементов из данных сплавов составляет ~ 3,5-4 мкм. Целостность и геометрия поперечного сечения данных элементов в составе композита была сохранена на длине более 1 км, что свидетельствует о высокой химической однородности слитков. Дополнительно следует

отметить достаточно низкую твердость всех выплавляемых слитков, например, сплав Nb-7.5мас.%Ta-1мас.%Zr характеризуется твердостью по Бринеллю 77 ± 6 НВ.

Еще одним направлением применений ниобиевых сплавов с различным содержанием тантала, циркония, молибдена, ванадия и титана является нанесение жаростойких покрытий и создание деталей в авиационной технике, в том числе работающих в агрессивных средах [9].

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. «Композиционные технические сверхпроводники», Абдюханов И.М., Потапенко М.М., Алексеев М.В., Цаплева А.С., Курилкин М.О., Зубок Е.А., Дергунова Е.А., Мареев К.А., Крылова М.В., Дробышев В.А., Карасев Ю.В., Губкин И.Н., Салунин Н.И., Корпусов В.Ю., Раков Д.Н., Белотелова Ю.Н., Борисов А.В., Котова Е.В., Кравцова М.В., Мальченков А.В., «Атомная энергия», т. 119, вып. 5, 2015
2. «Верификационные испытания Nb₃Sn и NbTi стрендов в АО «ВНИИНМ», как в референсной лаборатории национального агентства ИТЭР, по результатам всего промышленного выпуска на АО ЧМЗ», И.М. Абдюханов, М.В. Алексеев, А.С. Цаплева, Е.А. Дергунова, К.А. Мареев, М.В. Крылова, М.В. Поликарпова, П.А. Лукьянов, Г.А. Захарова, И.А. Панащук, Ю.В. Карасев, А.В. Мальченков, ВАНТ Серия: Материаловедение и новые материалы, 1 (88), 2017, 4-18с.
3. Алексеев М.В. Структура и технологичность ниобиевых составляющих для Nb₃Sn сверхпроводников: дис. канд. техн. наук: 05.16.01. Алексеев Максим Викторович. – Москва, 2016. – 141 с.
4. Патент № 2783993 Рос. Федерация, МПК C22B34/24, C22B5/04, C22B9/228. Способ получения слитков ниобия высокой чистоты: № 2022113460, заявл. 19.05.2022: опубл. 23.11.2023 / Абдюханов И.М., Алексеев М. В., Цаплева А. С., Потапенко М. М., Кравцова М. В., Крылова М. В., Поликарпова М. В., Лукьянов П. А., Новосилова Д. С., Зернов С. М., Шляхов М. Ю., Дробышев В. А., Ряховская Е. Н.- 10с.
5. Карасёв Ю.В. Разработка конструкции и технологии изготовления NbTi сверхпроводников с низкими потерями для быстроциклирующих сверхпроводящих магнитов ускорительной техники: дис. канд. техн. наук: 05.16.01 / Карасёв Юрий Владимирович. - Москва, 2021. - 196 с.
6. R&D on superconducting coaxial cables for quantum computers, Труды 3-й Международной конференции “The 3rd International Conference on Computer Technology and Information Science” (CTIS 2025)
7. Золотуев, К. В. Твердость и микроструктура сплавов ниобия, легированных танталом, иттрием, гафнием и цирконием, в зависимости от температуры отжига / К. В. Золотуев, М. В. Кравцова, А. С. Цаплева, Н. В. Коновалова, К. О. Базалеева, М. В. Железный, Ю. Ю. Понкротова // – 2025. – № 4 (124). – С. 92-101 Вопросы материаловедения.
8. Ю. Соболева, Н. В. Коновалова, И. М. Абдюханов, А. С. Цаплева, К. А. Мареев, М. В. Кравцова, М. В. Алексеев «Исследование влияния термической обработки на структуру и механические свойства полуфабрикатов из сплава NbTa(Zr,Hf,Y), предназначенных для изготовления Nb₃Sn сверхпроводников», Сверхпроводимость: фундаментальные и прикладные исследования, 2024, №2, с. 42-56.

МОДЕРНИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИЙ СИСТЕМЫ КРИСТАЛЛИЗАТОР – ЗОНА ДЕФОРМАЦИИ УСТАНОВКИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ

Михалев А.В., Платов С.И., Михалев С.В.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
Магнитогорск, Россия

* mialex@trubprom.com

Представлены конструкции (рисунок 1) систем промежуточный ковш (ПК) - кристаллизатор (К) – зона деформации машины непрерывного литья и деформации (МНЛДЗ) [1].

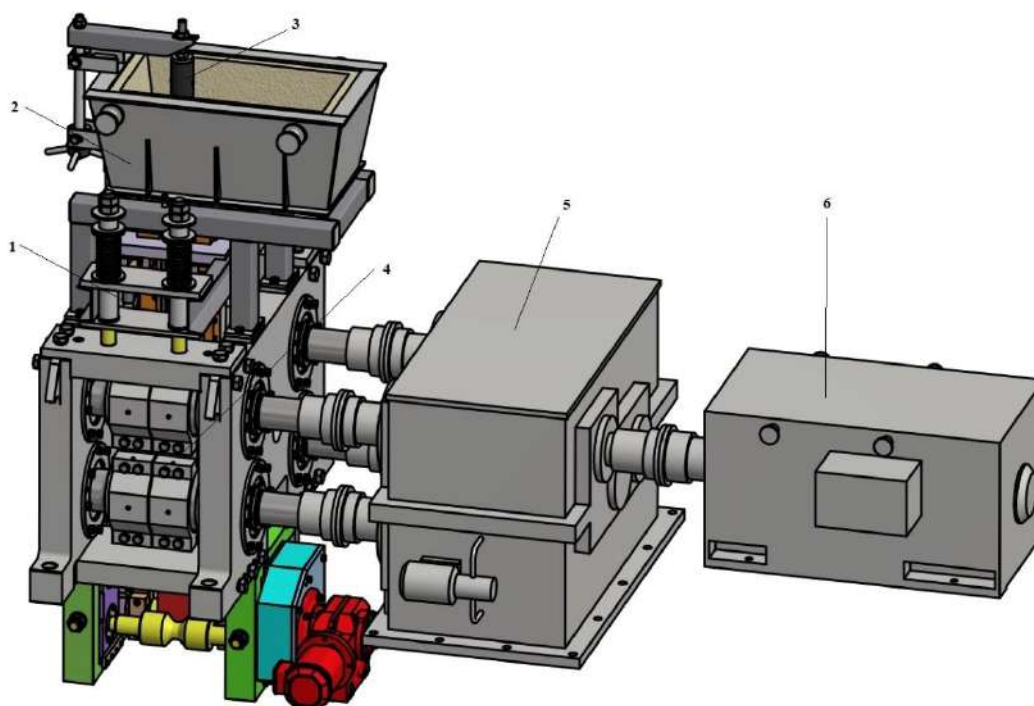


Рисунок 1 – Компоновка МНЛДЗ: 1 – кристаллизатор; 2 – промежуточный ковш; 3 – регулирующий стопор ПК; 4 – зона деформации; 5 – редуктор; 6 - электродвигатель

Важнейшим условием совершенствования конструкций ПК и К - анализ и оценка происходящих в нем процессов непрерывной разливки жидкой стали. Разработаны конструкции оборудования приемной камеры ПК [2].

Показано существенное влияние параметров модернизируемого оборудования на работу МНЛДЗ в целом [1, 3]. Механизм, обеспечивающий деформацию заготовок, один из основных узлов машины. Он рационализирует разливку непрерывно литого слитка.

Разработка конструкций и систем промежуточного ковша и кристаллизатора МНЛДЗ позволит обеспечить эффективную работу в периоды работы металлургических машин и обеспечит их рациональное функционирование и охлаждение [4].

Анализ процессов в отмеченной подсистеме ПК-К (рисунок 2) позволит решить проблему подготовки рационального профиля непрерывно литой заготовки, толщины её корочки, а также равномерности её толщины по всему периметру. Для решения данных вопросов необходимо рассмотреть вопросы рационального распределения потоков металла в пространстве агрегатов подсистемы ПК – К [3]. Рациональное расположение осей кристаллизатора и потока металла из промежуточного ковша на стадии монтажа, взаимное рациональное расположение агрегатов подсистемы К – КР выполнено с использованием оборудования и стендов. Разработанная модель представляет кинематические параметры потоков жидкости и особенности поведения

неметаллических включений [1, 5] в ПК и К. При ее составлении использованы уравнения: Навье-Стокса, неразрывности потока, конвективной диффузии.

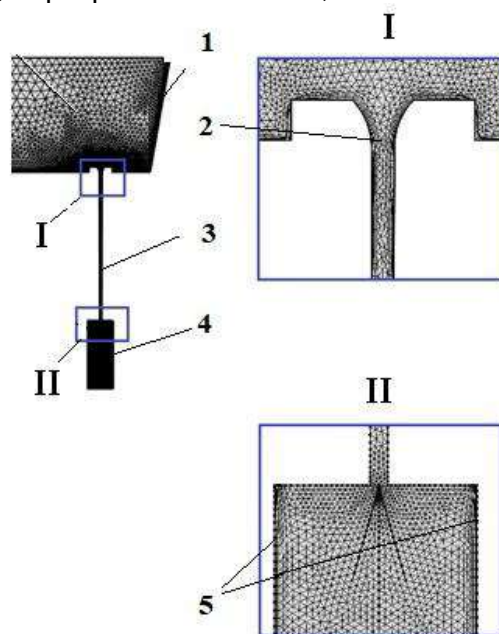


Рисунок 2 – Элементы системы промежуточный ковш - кристаллизатор: I – разливочное отверстие промежуточного ковша с расчетной сеткой; II – узел верхней части кристаллизатора; 1 – промежуточный ковш; 2 – струя металла из разливочного отверстия; 3 – жидкий металл между промежуточным ковшом и кристаллизатором; 4 – гильза кристаллизатора; 5 – стенки гильзы кристаллизатора

Геометрия модели определяется компоновкой ковша и расположением оборудования внутренней полости ПК [2]. Зависимости имеют вид:

$$\begin{cases} \frac{\partial \bar{V}}{\partial t} + (\bar{V} \cdot \nabla) \bar{V} = \bar{F} - \frac{1}{\rho} \nabla p + \nu \nabla^2 \bar{V}, \\ \nabla \bar{V} = 0, \\ \bar{u} \nabla C - D \nabla^2 C = 0. \end{cases} \quad (1)$$

где $\bar{V}$ - вектор скорости жидкости; $\bar{F}$ - объемные силы; p - давление жидкости; ∇p - градиент давления; ν - коэффициент кинематической вязкости; ∇^2 - лапласиан $\bar{V}$; ρ - плотность стали; $\bar{u}$ - вектор скорости движения частиц включений; t - время; ∇ - оператор; C - концентрация примеси; D - коэффициент диффузии.

На рисунке 3 представлены векторы потоков стали в поперечном сечении промежуточного ковша в приемной камере ковша [3, 6]. Можно отметить: а) при отсутствии защитной трубы (см. рис. 2, а), в начальный период разливки, струя перемещается в промежуточный ковш развернутая на значительный угол, до 25 градусов. При этом линии тока формируются по всему объему приемной камеры промежуточного ковша. Это приводит к интенсивным возвратным перемещениям металла вдоль боковых бортов приемной камеры. Это приводит к интенсивным размывам поверхностей дна и борта ПК; б) при наличии защитной трубы (см. рис. 2, б) жидкий металл интенсивно перемещается в сторону дна приемной камеры, что приводит к появлению скоростных потоков по дну ковша. Это наиболее явно проявляется для потоков, идущих в сторону разливочного отверстия (при пяти ручьевом ковше – в сторону третьего ручья). При этом возникает необходимость

защиты от придонных потоков оборудования центрального, при пяти ручьевом ковше – третьего ручья [3, 7].

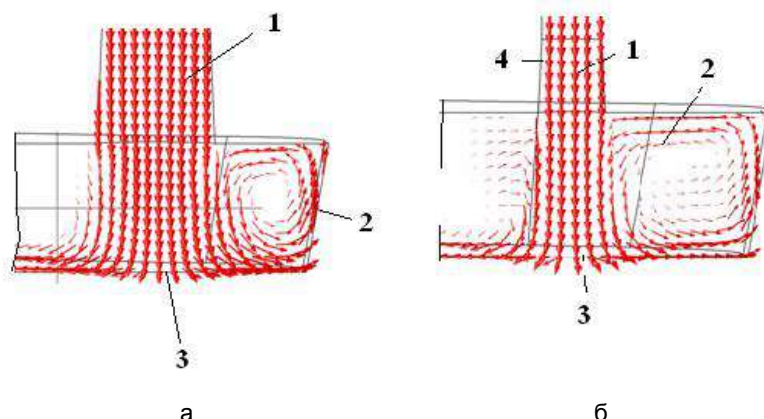


Рисунок 3 – Векторы потоков стали в поперечном сечении подсистемы струя металла (СМ) – промежуточный ковш: а - подсистема СМ (открытая струя) - ПК; б - подсистема СМ (закрытая струя) - ПК; 1 – струя металла из СРК; 2 – жидкий металл в ПК; 3 – дно промежуточного ковша; 4 – защитная труба

Компоновка модернизированных конструкций систем МНЛДЗ в целом нормализует процесс разливки металла: защищает оборудование разливочных отверстий в начальный период разливки и в периоды номинальной разливки – обеспечивает равномерное формирование потоков металла по ручьям с температурами в заданном диапазоне; исключает придонные течения металла в разливочных камерах ковша. Все это обеспечивает работу МНЛДЗ в номинальных заданных режимах, без аварийных ситуаций, при минимальных количествах брака [6, 7].

СПИСОК ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Михалев А.В. Развитие технологии непрерывного литья и деформации заготовок с применением установки C-CAD // Современные наукоемкие технологии.- 2024.- № 5-1. - С. 71- 75.
2. Вдовин К.Н., Точилкин Вас. В., Добрынин С.М., Мельничук Е.А., Точилкин В.В. Конструкции и расчет металлоприемника промежуточного ковша симметричной многоручьевой МНЛЗ // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2019. Т.17. № 3. С. 25 - 30.
3. Патент № 2842794 РФ, СПК В22D 41/00 (2025.01); В22D 11/10 (2025.01). Промежуточный ковш для непрерывной разливки металла / А.В. Михалев, В.В. Точилкин, С.И. Платов, М.М. Лернер, С.В. Михалев, Е.А. Плесняев; заявл. 27.03.2025; опубл. 01.07.2025, Бюл. № 19.
4. Гидравлический привод литейно-прокатных комплексов: Учебник / А.И. Рудской, С.И. Платов, Д.В. Терентьев, В.В. Точилкин. - СПб. : - ПОЛИТЕХ-ПРЕС, 2024. – 343 с.
5. Рудской А.И., Платов С.И., Терентьев Д.В., Точилкин В.В. Проектирование оборудования литейно-прокатных комплексов: учебник. СПб.: ПОЛИТЕХ-ПРЕС, 2025. - 375 с.
6. Рационализация конструкций для защиты оборудования промежуточного ковша при разливке стали на МНЛЗ / В.В. Точилкин, С.И. Платов, С.В. Михалев, С.М. Горбатюк, А.В. Михалев // Металлург. 2025. № 8. С. 114-117.
7. Чиченев Н.А., Точилкин В.В., Нефедов А.В., Басков С.Н. Гидравлический привод и средства автоматизации металлургических машин : учебник. – Новотроицк : НФ НИТУ «МИСиС», 2017. – 198 с.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СИСТЕМЫ СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫЙ КОВШ - ПРОМЕЖУТОЧНЫЙ КОВШ – КРИСТАЛЛИЗАТОР СОРТОВЫХ МНЛЗ

Точилкин В.В., Михалев А.В., Крайний И.В., Шленкин С.А.

Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,

Магнитогорск, Россия

* mialex@trubprom.com

Представлены результаты моделирования и совершенствования конструкций оборудования манипуляторов и узлов системы сталеразливочный ковш - промежуточный ковш (ПК) - кристаллизатор (КР) машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) для производства сортовых заготовок, обеспечивающих прохождение жидкой стали [1, 2]. Представлены элементы манипуляторов, обеспечивающих установку и закрепление устройств, для прохождения жидкой стали из сталеразливочного ковша в ПК, через ПК и далее в КР. Рассмотрены особенности транспортного манипулятора для тележки ПК. Дано моделирование работы оборудования и манипуляторов с системами гидравлического привода [3-5] для подачи стали в ПК и КР в процессе прохождения жидкой стали [2]. Модель описывает движение жидкого металла в оборудовании манипуляторов и агрегатов системы ПК – КР [3, 6]. Отмечено существенное влияние созданного и модернизированного оборудования МНЛЗ на удаление неметаллических включений [4]. Совершенствование конструкций для рационального формирования потоков металла создает условия для повышения качества разливаемой стали [5, 7]. На рисунке 1 представлена компоновка механизмов тележки, оснащенной манипулятором (М) для ориентации промежуточного ковша сортовой МНЛЗ [1, 5]. Тележка 1 ПК 12 [1, 2], представляющая собой раму 4 полупортального типа, опирается на четыре колеса 2 и 3.

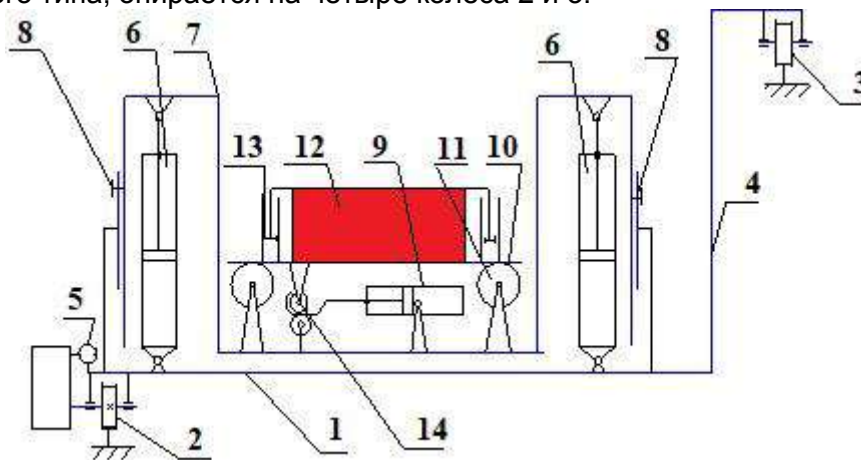


Рисунок 1 - Механизмы манипулятора тележки промежуточного ковша

Из четырех колес тележки два являются приводными колесами 2. Приводное колесо приводится в движение гидравлическим мотором 5, расположенном на тележке 1. Не приводные колеса 3 расположены с другой стороны тележки на полу портале рамы 4. На раме 4 находятся четыре колонны, внутри которых находятся гидроцилиндры (ГЦ) подъема 6 манипулятора ПК [1]. Так же на двух колоннах подъема имеются ГЦ 9, предназначенные для поперечного перемещения ПК. Тележка 1 ПК 12 оснащена четырьмя механизмами: механизмом передвижения тележки (два гидравлических мотора 5); механизмом подъема манипулятора 7 (четыре гидроцилиндра 6) и механизмом юстировки (два гидроцилиндра 9) [1, 4].

Для оценки особенностей процесса разливки в системе промежуточный ковш-струя жидкой стали-кристаллизатор при различных значениях смещения осей струи и кристаллизатора проведено математическое моделирование [2, 5]. Соответствующие уравнения имеют вид:

$$\left\{ \frac{\partial \vec{u}}{\partial t} + (\vec{u} \cdot \nabla) \vec{u} = \vec{F} - \frac{1}{\rho} \nabla p + \nu \nabla^2 \vec{u}, \right\} \quad (1)$$

где $\vec{u}$ – вектор скорости жидкости; $\vec{F}$ – вектор объёмных сил; p – давление жидкости; ∇p – градиент давления; ν – коэффициент кинематической вязкости; $\nabla^2 \vec{u}$ – лапласиан $\vec{u}$; ρ – плотность стали.

Используя пакет программ моделирования механики жидкости [1, 7], была построена модель внутреннего объема металла, перемещающегося через огнеупорные вставки разливочного отверстия ПК открытой струёй в верхнюю часть К сортовой МНЛЗ [1, 2]. Для каждого случая модель делили на конечные элементы. Количество элементов варьировали в зависимости от сложности и компоновки конструкции рассчитываемой системы ПК-СС-К [5, 6]. В результате необходимо отметить: при отсутствии смещения осей (см. рис. 2, б) поток металла равномерно перемещается вдоль К, линии тока симметричны относительно оси К; при смещении осей линии тока сдвигаются в противоположную сторону стенки К, что приводит к возникновению скоростных потоков у стенок и утонения корочки слитка [2, 7].

При совершенствовании процессов непрерывной разливки стали развитие систем манипулятора для ориентации промежуточного ковша, а также гидравлической системы М, обеспечивающих прохождение потоков жидкой стали – важнейшее условие получения качественной непрерывно-литой заготовки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Рационализация конструкций для защиты оборудования промежуточного ковша при разливке стали на МНЛЗ / В.В. Точилкин, С.И. Платов, С.В. Михалев, С.М. Горбатюк, А.В. Михалев // *Металлург.* 2025. № 8. С. 114-117.
2. Рудской А.И., Платов С.И., Терентьев Д.В., Точилкин В.В. Проектирование оборудования литейно-прокатных комплексов: учебник. СПб.: ПОЛИТЕХ-ПРЕС, 2025. 375 с.
3. Гидравлический привод литейно-прокатных комплексов: Учебник / А.И. Рудской, С.И. Платов, Д.В. Терентьев, В.В. Точилкин. - СПб. : - ПОЛИТЕХ-ПРЕС, 2024. – 343 с.
4. Михалев А.В. Развитие технологии непрерывного литья и деформации заготовок с применением установки C-CAD // *Современные наукоемкие технологии.* - 2024.- № 5-1. - С. 71- 75.
5. Вдовин К.Н., Точилкин Вас. В., Добрынин С.М., Мельничук Е.А., Точилкин В.В. Конструкции и расчет металлоприемника промежуточного ковша симметричной многоручьевой МНЛЗ // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова.* 2019. Т.17. № 3. С. 25 - 30.
6. Патент № 2842794 РФ, МПК В22D 41/00; В22D 11/10. Промежуточный ковш для непрерывной разливки металла / А.В. Михалев, В.В. Точилкин, С.И. Платов, М.М. Лернер, С.В. Михалев, Е.А. Плесняев; заявл. 27.03.2025; опубл. 01.07.2025, Бюл. № 19.
7. Чиченев Н.А., Точилкин В.В., Нефедов А.В., Басков С.Н. Гидравлический привод и средства автоматизации металлургических машин : учебник. – Новотроицк : НФ НИТУ «МИСиС», 2017. – 198 с.

РАСЧЕТ ЭНЕРГОСИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ВОЛОЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ ИЗ СТАЛИ МАРКИ ШХ15

Столяров А.Ю.¹, Соколов А.А.¹, Платов С.И.^{2*}, Михалев С.В.², Керимова Л.Ф.²

¹Магнитогорский метизно-калибровочный завод «ММК-МЕТИЗ»,

²Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова

*psipsi@mail.ru

При производстве подшипников качения используется специальная подшипниковая сталь с высоким содержанием углерода и обязательном присутствии хрома, что обеспечивает высокую твердость, сопротивляемость контактной усталости, износостойкость и хорошую прокаливаемость. Требования к стали марки ШХ15 оговорены в ГОСТ 801-78 [1-2]. Сталь марки ШХ15 относится к заэвтектидной легированной стали с содержанием: С = 0,95-1,05 %; Si = 0,17-0,37 %; Cr = 1,3-1,65 %; S < 0,02 %; P < 0,027 %; Ni < 0,03 %; Cu < 0,025 %. Подшипниковая сталь выплавляется в электропечах, для улучшения химической и металлографической чистоты стали применяют электрошлаковый переплав [3].

Для получения тел качения с необходимыми характеристиками требуется достижение ряда свойств на проволоке-заготовке.

Схема производства шарикоподшипниковой проволоки из стали марки ШХ15 (100Cr6), используемой для производства тел качения обычно выглядит следующим образом:

Катанка → травление катанки → сфероидизирующий отжиг → волочение → рекристаллизационный отжиг.

При проектировании технологических режимов волочения важную роль играет определение количества переделов при изготовлении проволоки. В основу расчетов заложены оптимальные величины суммарных обжатий между термообработками и при волочении на готовый размер, выработанные практикой проволочного производства [1-5].

При выборе величины суммарных обжатий учитываются свойства исходной заготовки и готовой проволоки, характер изменения свойств проволоки в процессе волочения. Одновременно следует иметь в виду, что суммарные обжатия определяют количество переделов и, следовательно, технико-экономические показатели производства – структуру цеха, состав оборудования, его производительность, затраты на производство и т.д.

При определении количества переделов в зависимости от назначения проволоки выбирают величину суммарных обжатий между термообработками либо задаются рекомендуемой величиной суммарной деформации для данной марки стали, которая служит средней величиной суммарной деформации между переделами. Выбранное значение корректируют с учетом правила: если в технологическом цикле изготовления проволоки несколько переделов, то величину суммарного обжатия внутри передела увеличивают от первого передела к последующему [3-5].

Число переходов (количество протяжек в маршруте) зависит от свойств и назначения готовой проволоки, ее геометрических размеров, вида передела, смазки и способа ее ввода в очаг деформации, способа охлаждения и других конструктивных и технологических факторов.

Ниже приведены, применяемые на практике, некоторые маршруты волочения шарикоподшипниковой проволоки:

Для диаметра 2,0 мм: 6,0*-5,25-4,50**-3,95-3,45-3,0-2,65-2,30-1,95 мм.

Для диаметра 5,0 мм: 7,0-6,25-5,55-4,95 мм.

Для диаметра 9,20 мм: 12,0-10,4-9,20 мм.

Для анализа поведения при волочении проволоочной заготовки из стали марки ШХ15 было принято решение аналитическим методом и методом компьютерного

* Заготовки, обозначенные 6,0 и др., подвергаются окислительному сфероидизирующему отжигу;

** Заготовки, обозначенные 4,50 и др., подвергаются рекристаллизационному отжигу в колпаковых печах.

моделирования рассмотреть, что происходит при однократной протяжке при использовании такого материала.

Были приняты основные допущения:

1. Деформация проволоки начинается в геометрической плоскости входа металла в очаг деформации и заканчивается в геометрической плоскости выхода. Не учитывается влияние зон внеконтактной деформации.

2. Скорость деформации в данном сечении проволоки одинакова и изменяется только в направлении волочения.

Были проведены расчеты аналитическим методом с помощью разработанных формул и методик [3, 5, 6].

Определено суммарное обжатие Q :

$$Q = \frac{d_0^2 - d^2}{d_0^2}, \quad (1)$$

где d_0 – диаметр исходной заготовки, мм; d – диаметр проволоки после волочения, мм.

Упрочнение шарикоподшипниковой проволоки при волочении хорошо подчиняется эмпирической зависимости [3, 9]:

$$\sigma_B = \sigma_B^0 + 510 \cdot i_\Sigma^m, \quad (2)$$

где σ_B^0 – прочность проволоки после отжига, Н/мм²; i_Σ – истинная суммарная деформация при волочении; $m = 0,6$ после рекристаллизационного отжига; $m = 0,5$ после окислительного сфероидизирующего отжига катанки.

Истинная суммарная деформация при волочении i_Σ рассчитывается по формуле (3):

$$i_\Sigma = \ln \frac{d_0^2}{d^2}. \quad (3)$$

Для определения силы волочения в случае отсутствия противонапряжения применили формулу Р.Б. Красильщикова (4) [6, 10]:

$$P = 0,6 \cdot d_0^2 \cdot \sigma_{B.c.p.} \sqrt{\frac{d_0^2 - d^2}{d_0^2}}, \quad (4)$$

где $\sigma_{B.c.p.}$ – средний предел прочности, Н/мм².

$$\sigma_{B.c.p.} = \frac{\sigma_{B.H} + \sigma_{B.K}}{2}, \quad (5)$$

где $\sigma_{B.H}$ – предел прочности до протяжки, Н/мм²; $\sigma_{B.K}$ – предел прочности после протяжки, Н/мм².

Для определения напряжения волочения $\sigma_{вол}$ применили формулу (6) [7]:

$$\sigma_{вол} = \frac{P}{F}, \quad (6)$$

где P – сила волочения, Н;

F – площадь сечения проволоки, принимаемой на барабан, мм².

Провели компьютерное моделирование процесса волочения.

На рисунках 1 и 2 представлены интенсивность напряжений и абсолютное обжатие при волочении, что также совпадает с расчетным значением.

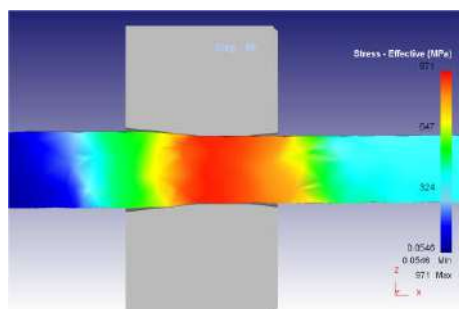


Рисунок 1 - Интенсивность напряжений при волочении проволоки 12,00→10,55 мм

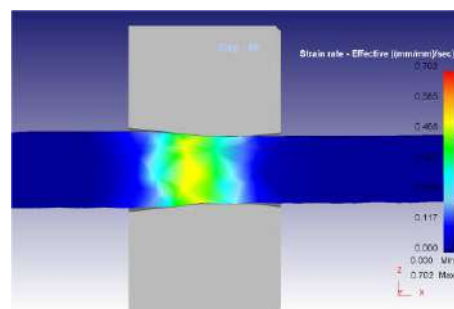


Рисунок 2 - Абсолютное обжатие при волочении проволоки 12,00→10,55 мм

Заключение

1. Проведенный сравнительный анализ аналитического расчета усилия волочения катанки из стали марки ШХ15 и с помощью компьютерного моделирования подтвердил возможность использования обоих методов для назначения оптимальных маршрутов волочения. Расхождение результатов полученных значений усилия волочения - не более 5 %. При оценке других полученных значений параметров волочения среднее расхождение результатов не превышает 15 %-ного барьера.

2. Подтвержден имеющийся опыт волочения шарикоподшипниковой проволоки из стали марки ШХ15 о высоком наклепе даже за одну протяжку, что ограничивает как суммарную деформацию, так и единичные обжатия (не более 27 %).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Белаш В.В., Козырева Ю.И., Белаш Ю.И. Технология производства калиброванной проволоки для изготовления тел качения подшипников // Литье и металлургия. 2023. №3, С. 59-64. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-3-59-64>.
2. ГОСТ 801-78. Сталь подшипниковая. Технические условия.
3. Белалов Х.Н., Клековкин А.А., Клековкина Н.А., Гун Г.С., Корчунов А.Г., Полякова М.А. Стальная проволока: монография. Магнитогорск: изд-во Магнитогорск. гос. ун-та им. Г.И. Носова, 2011. 689 с.
4. ГОСТ 4727-83. Проволока подшипниковая. Технические условия.
5. Кальченко А.А., Рузанов В.В. Волочение проволоки. Часть 1: учеб. пособие. – Магнитогорск: изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова. 2011. 55 с.
6. Красильщиков Р.Б. Нагрев при холодном волочении проволоки. Металлургиздат, 1962. 88 с.
7. Шубин И.Г. Основы процесса волочения и волочильные станы. учеб. пособие. – Магнитогорск: изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова. 2018. 80 с.
8. Оценка напряженно-деформированного состояния сталемедной проволоки при волочении в монолитной волоке на основе моделирования / Терентьев Д.В., Усанов М.Ю., Шеметова Е.С., Платов С.И., Харитонов В.А. // Вестник Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова. 2024. Т. 22. №3. С. 170-177. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2024-22-3-170-177>.
9. Гальчук Т.Н. Технология получения порошковых изделий конструкционного назначения в машиностроении / Т.Н. Гальчук, В.Д. Рудь // Вісник СевНТУ. 2012. № 128. С. 32-36.
10. Бородин Д.А. Закономерности формирования поверхностного слоя дорожек качения подшипников (на примере пластинок из стали ШХ-15) / Д.А. Бородин // Ползуновский альманах. 2012. № 1. С. 145-148.

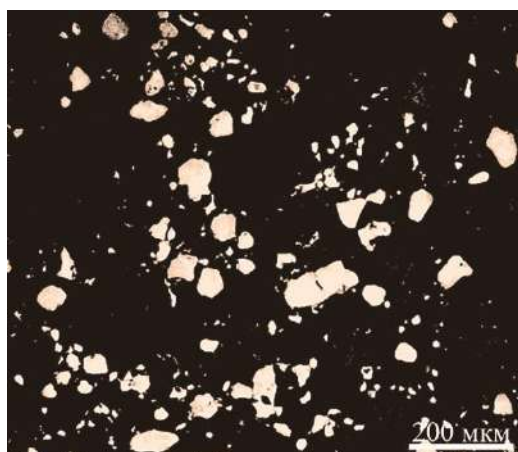
МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3$, МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ДОБАВКАМИ ТИТАНА**Просвирыков А.С.* , Бекаревич Д.А., Емелина Н.Б.***Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия***prolex@misis.ru*

В настоящее время традиционные алюминиевые сплавы уже не могут удовлетворять растущие требования промышленности к жаропрочности. Так, из-за интенсивного разупрочнения они не способны работать при температурах выше 350 °С, а их предел текучести при этой температуре не превышает 100 МПа. Решить проблему увеличения термической стойкости позволяет переход к композиционным материалам (КМ) на алюминиевой основе. Алюмоматричные КМ, упрочненные дисперсными частицами, представляют собой высокоэффективный класс конструкционных материалов, сочетающих преимущества алюминиевой матрицы (высокая пластичность, технологичность, низкая плотность) и упрочняющих фаз (высокая твердость, температура плавления, химическая инертность). Их применение позволяет значительно снизить массу конструкций, повысить их прочность, эксплуатационную надёжность и долговечность.

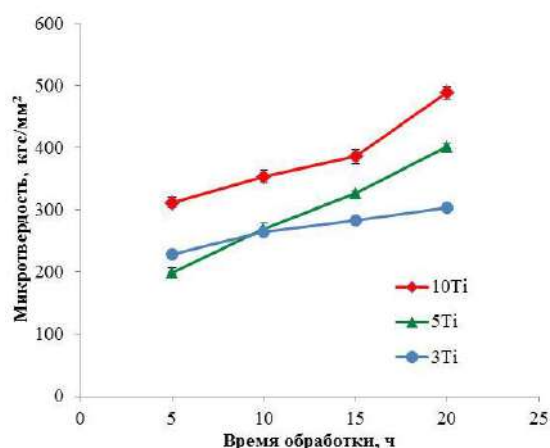
Эффективным методом получения высокопрочных КМ является метод механического легирования [1]. Этот метод позволяет получать наноструктурные однородные материалы из компонентов, имеющих низкую или практически отсутствующую взаимную растворимость, чего невозможно добиться традиционным литьем. В качестве упрочняющей фазы алюминиевых КМ широко используются керамические частицы, такие как оксид алюминия. Композиты $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3$, полученные методом механического легирования, обладают повышенными значениями твердости, износостойкости и модуля упругости. Дополнительное легирование алюмо-керамических КМ переходными металлами открывает перспективы дальнейшего увеличения прочностных характеристик как при комнатной, так и при повышенных температурах за счет образования *in situ* дисперсных алюминидных частиц. Положительный эффект от легирования переходными металлами был продемонстрирован на примере КМ $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3$ с добавкой циркония [2].

Целью настоящей работы являлось изучение влияния добавок титана в количестве от 3 до 10 масс.% на микроструктуру и механические свойства КМ $\text{Al} - 10 \text{ об.}\% \text{Al}_2\text{O}_3$ (14 масс.%), полученных методом механического легирования. Исходными компонентами служили порошки алюминия, титана и оксида алюминия. Средний размер частиц Al_2O_3 составлял около 500 нм. Механическое легирование проводили в планетарной шаровой мельнице Retsch PM400 при соотношении массы мелющих шаров к массе обрабатываемого материала равном 10:1 и скорости вращения 300 об/мин. После 20 ч обработки порошки КМ подвергали двухстадийному компактированию: предварительному холодному и последующему горячему прессованию при давлении 500 МПа. Температура горячего прессования составляла 400-500 °С. Микроструктуру материалов исследовали с помощью оптической и электронной микроскопии. Микротвердость измеряли методом Виккерса при нагрузке 25-50 г. Испытания на сжатие проводили с помощью универсальной испытательной машины Zwick Z250 при начальной скорости деформации 10^{-3} с^{-1} .

В процессе механического легирования, основной особенностью которого является интенсивная пластическая деформация обрабатываемого материала, из исходных компонентов формируются гранулы КМ. Гранулы образуются в результате чередующихся процессов сварки и разрушения. С увеличением времени обработки средний размер гранул всех исследуемых материалов постепенно уменьшался и к 20 ч составил 16-36 мкм (Рисунок 1а). Одновременно с измельчением в процессе механического легирования наблюдался рост микротвердости гранул (Рисунок 1б), обусловленный уменьшением размера зерен алюминиевой матрицы до менее 100 нм и увеличением степени наклепа.



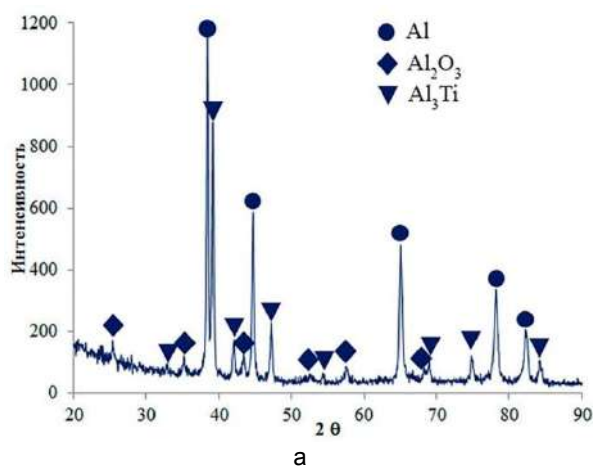
а



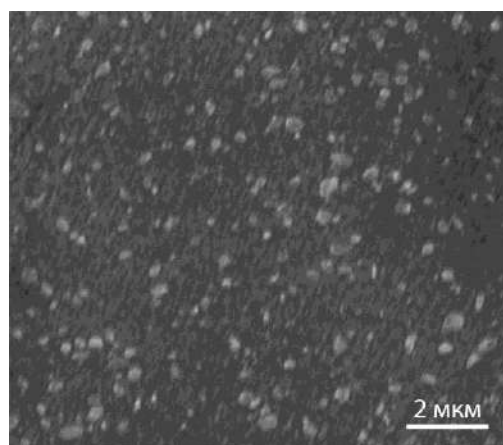
б

Рисунок 1 – Морфология гранул КМ с 10 масс.%Ti после 20 ч размола (а) и зависимость микротвердости гранул от времени обработки КМ Al-10 об.%Al₂O₃ с различным содержанием Ti (б)

После горячего прессования гранул и последующего отжига в материале формируются дисперсные частицы Al₃Ti (Рисунок 2а). Значительное уширение рентгеновских линий алюминия вызвано формированием в процессе механического легирования нанокристаллической сильнодеформированной структуры, которая в значительной степени сохраняется после горячего прессования и термообработки. В результате микроструктура компактированного КМ состоит из алюминиевой нанокристаллической матрицы, равномерно распределенных в ней субнаноразмерных частиц оксида алюминия и дисперсных частиц алюминида титана (Рисунок 2б). Такая структура обеспечивает повышенные, по сравнению с двойным материалом Al-10Al₂O₃, механические характеристики, как при комнатной, так и при повышенных температурах (Таблица 1).



а



б

Рисунок 2 – Дифрактограмма (а) и микроструктура (б) горячепрессованного образца КМ Al-10Al₂O₃ с 10 масс.%Ti [3]

Таблица 1 – Механические свойства компактных образцов КМ

Материал / состояние	Микротвердость, кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}^{300}$, МПа	$\sigma_{0,2}^{350}$, МПа
Al-10Al ₂ O ₃ / пресс. 400 °С, отж. 400 °С, 1 ч	171	270	—
Al-10Al ₂ O ₃ -3Ti / пресс. 400 °С, отж. 400 °С, 1 ч	270	430	—
Al-10Al ₂ O ₃ -10Ti / пресс. 500 °С, отж. 400 °С, 2 ч	340	470	367

Таким образом, в работе было показано, что совместное механическое легирование алюминия частицами Al_2O_3 и титана приводит к росту микротвердости гранул КМ $\text{Al-10Al}_2\text{O}_3\text{-Ti}$. Так, значения микротвердости после 20 ч обработки в мельнице материалов с 3, 5 и 10 масс.% Ti составили, соответственно, 304, 402 и 489 HV. После горячего прессования и отжига микротвердость титансодержащих материалов снижается, однако более чем в 1,5 раза превышает значение для $\text{Al-10Al}_2\text{O}_3$ без титана. В результате термообработки происходит образование дисперсных частиц Al_3Ti , способствующих увеличению предела текучести при температурах 300–350 °С. Так, предел текучести КМ с 10 %Ti при 350 °С составил 367 МПа, что в 3,5–4 раза превышает характеристики традиционных алюминиевых сплавов при этой температуре. Результаты исследований внедрены в разработку высокопрочного композиционного материала, на который получен патент № 2854266.

Исследование проведено при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания Университету «МИСИС», код проекта FSME-2023-0005.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. D.L. Zhang // Prog. Mater. Sci. 2004, 49, 537–560.
2. A.S. Prosviryakov, D.A. Bekarevich, V.V. Cheverikin et al. // JOM 2025. V. 77, 2079–2086.
3. Пат. 2854266 РФ: Высокопрочный гибридный композиционный материал на основе алюминия и способ его получения / А. С. Просвиряков, Д. А. Бекаревич; НИТУ МИСИС. – опубл. 29.12.2025.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ Fe-Co-Ni-Cr-V ЛЕГИРОВАННЫХ БОРОМ

Базлов А.И.^{1,2,*}, Пархоменко М.С.^{1,2}, Вьюшин Е.О.², Занаева Э.Н.^{1,2}, Бикбаев Р.М.¹,
Яковцева О.А.^{1,2}

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

²Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва,
Россия

*bazlov@misis.ru

Многокомпонентные сплавы без базового компонента, так же называемые высокоэнтропийными, впервые были получены в начале 21 века [1,2]. По определению такие сплавы должны содержать более 5 компонентов и удовлетворять условию, что их конфигурационная энтропия смешения ($S_{\text{mix}}^{\text{conf}}$) должна быть более $1.5R$, где R – универсальная газовая постоянная [3,4]. В настоящее время определено большое количество систем легирования, в которых при соблюдении данных условий удается сформировать однофазную структуру твердого раствора с ОЦК или ГЦК кристаллической решеткой [5]. Во многих случаях, в составе таких сплавов присутствуют металлы, имеющие высокую или неограниченную растворимость друг в друге, чем обусловлена низкая разница в радиусах атомов, входящих в состав сплава [6].

Аморфные сплавы на основе систем Me-B, где Me = Fe, Co, Ni нашли широкое применение в качестве магнитомягких материалов [7–9]. Сплавы, подверженные закалке из жидкого состояния с целью формирования аморфной структуры, близки по составу к эвтектическим точкам на диаграмме состояния [10], и зачастую имеют в своем составе три и более компонентов [11].

Варьирование составов аморфных и многокомпонентных сплавов привело к тому, что в настоящее время наблюдаются пересечения в составах сплавов, являющихся одновременно и высокоэнтропийными и демонстрирующими способность к аморфизации при закалке расплава [12]. Большое количество высокоэнтропийных аморфных сплавов на основе систем Me-B, где Me=Fe, Ni, Co, Cr, Mo, Mn, Nb, V и другие было разработано в последние годы [13–15]. Небольшая добавка ванадия приводит к формированию при кристаллизации аморфной метастабильного однофазного состояния пересыщенного бором нанокристаллического многокомпонентного твердого раствора с ГЦК решеткой [16], что не характерно для аморфных сплавов, при кристаллизации которых обычно не формируется однофазное состояние без остаточной аморфной матрицы или боридов [17].

Настоящая работа посвящена исследованию влияния содержания бора на формирование структуры при литье в массивную медную изложницу со скоростями охлаждения 10^2 - 10^3 К/с и механические свойства сплавов $(\text{Fe}_{0,25}\text{Co}_{0,25}\text{Ni}_{0,25}\text{Cr}_{0,125}\text{V}_{0,125})_{100-x}\text{B}_x$ (ат. %), где $x=0-9$. Слитки сплавов с номинальными составами выплавлялись в вакуумной дуговой печи с медным водоохлаждаемым тиглем и нерасходуемым вольфрамовым электродом. Исследование фазового состава сплавов проводилось методом рентгеновской дифрактометрии в монохроматическом $\text{CuK}\alpha$ -излучении на дифрактометре Bruker D8 Advance.. Анализ дифрактограмм проводился с использованием программного обеспечения EVA, OriginPro 2021. Параметр решетки ГЦК фазы определяли методом экстраполяции.

В работе получены сплавы системы $(\text{Fe}_{0,25}\text{Co}_{0,25}\text{Ni}_{0,25}\text{Cr}_{0,125}\text{V}_{0,125})_{100-x}\text{B}_x$ (ат. %), где $x=0-9$ и исследована их структура и ее влияние на механические свойства. Установлено, что добавка бора приводит к изменению типа структуры сплавов с однофазного многокомпонентного ГЦК твердого раствора, на типичную доэвтектическую структуру, состоящую из первичных дендритов многокомпонентного твердого раствора, окруженных эвтектикой, состоящей из многокомпонентного твердого раствора и боридов на основе ванадия и хрома. Формирование в эвтектике боридов на основе ванадия и хрома приводит к перераспределению легирующих элементов между дендритами твердого раствора, которые обедняются данными элементами, и одновременно обогащаются никелем и эвтектикой. Показано, что

увеличение доли эвтектики при росте содержания бора в составе сплава приводит к росту предела текучести сплавов при испытаниях на растяжение, так в сплаве без бора предел текучести составляет 236 ± 24 МПа, а в сплаве 9В - 501 ± 34 МПа, так же наблюдается рост предела прочности с 514 ± 43 МПа до 798 ± 28 МПа, соответственно. Установлено, что сплавы с содержанием бора до 5% обладают хорошей технологической пластичностью в литом состоянии при комнатной температуре, что позволяет подвергать их холодной деформации прокаткой с суммарным обжатием 50%. Холодная прокатка исследуемых сплавов приводит к резкому росту предела текучести сплавов до уровня более 1 ГПа, при сохранении удовлетворительного уровня удлинения при растяжении на уровне нескольких процентов.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-79-10055-П.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. D.B. Miracle, O.N. Senkov, Acta Mater. 122 (2017) 448–511.
2. J.W. Yeh, S.K. Chen, S.J. Lin, J.Y. Gan, T.S. Chin, T.T. Shun, C.H. Tsau, S.Y. Chang, Adv. Eng. Mater. 6 (2004) 299–303.
3. B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent, Mater. Sci. Eng. A 375–377 (2004) 213–218.
4. M.G. Poletti, L. Battezzati, Acta Mater. 75 (2014) 297–306.
5. S.A. Krishna, N. Noble, N. Radhika, B. Saleh, J. Manuf. Process. 109 (2024) 583–606.
6. S. Guo, C.T. Liu, Prog. Nat. Sci. Mater. Int. 21 (2011) 433–446.
7. P. Duwez, S.C.H. Lin, J. Appl. Phys. 38 (1967) 4096–4097.
8. G.Y. Chin, J.H. Wernick, in: 1980, pp. 55–188.
9. A. Inoue, F. Kong, in: Encycl. Smart Mater., Elsevier, 2022, pp. 10–23.
10. C. Suryanarayana, A. Inoue, Bulk Metallic Glasses: Second Edition, CRC Press, 2017.
11. A. Inoue, Acta Mater. 48 (2000) 279–306.
12. H. Luan, K. Li, L. Shi, W. Zhao, H. Bu, P. Gong, K.-F. Yao, J. Mater. Sci. Technol. 161 (2023) 50–62.
13. F. Wang, A. Inoue, F.L. Kong, Y. Han, S.L. Zhu, E. Shalaan, F. Al-Marouki, J. Alloys Compd. 732 (2018) 637–645.
14. C.C. Zhao, A. Inoue, F.L. Kong, J.Y. Zhang, C.J. Chen, B.L. Shen, F. Al-Marzouki, A.L. Greer, J. Alloys Compd. 843 (2020) 155917.
15. F. Wang, A. Inoue, F.L. Kong, C.C. Zhao, J.Y. Zhang, S.L. Zhu, W.J. Botta, C.S. Kiminami, Y.P. Ivanov, A.L. Greer, J. Alloys Compd. 825 (2020) 153858.
16. A. Bazlov, E. Ubyivovk, N. Tabachkova, E. Zanaeva, M. Parkhomenko, A. Rodin, T. Sviridova, A. Inoue, Scr. Mater. 265 (2025) 116725.
17. M. Matsuura, Solid State Commun. 30 (1979) 231–233.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ АМПЛИТУДЫ ПЕРВИЧНОГО ОДНОИМПУЛЬСНОГО ЭХА В МАГНИТОУПОРЯДОЧЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Русецкий Г.А.¹, Русецкий С.Г.², Колесенко А.В.³, Колесенко В.М.^{1*}

¹Государственное научно-производственное объединение «Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь

²Учреждение образования Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск, Беларусь

³Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь
koles@physics.by

В настоящее время ядерные спиновые системы считаются наиболее перспективными для реализации квантовых вычислений [1,2]. Ключевой особенностью таких систем является спиновая запутанность, возникающая благодаря спин-спиновому взаимодействию.

К таким ядерным системам относятся, например манганиты. Для их изучения в работе [3] была предложена модель двухкомпонентной ядерной системы. Подобная модель может также использоваться для описания неоднородностей в кристалле, к которым могут приводить дислокации, деформации, дефекты в твердых телах.

Для исследования систем со спин-спиновым взаимодействием применяются методы спинового эха, включая классическое эхо Хана [1], эхо Лошмидта, а также анализ сигнала свободной индукции (ССИ)[3,4]. Особый интерес для изучения ядерных систем представляет сигнал одноимпульсного эха (ОЭ) [5,6]. Этот сигнал наблюдается после затухания свободной индукции при воздействии одного РЧ импульса [7–9] и может быть эффективен для быстрого получения спектроскопической информации от спиновых систем. Экспресс-исследования ЯМР важны, например, в медицине.

Сигналы спинового эха также широко используются для исследования магнитоупорядоченных материалов [5,6,10,11]. В таких материалах наблюдается сильное взаимодействие ядерных спинов друг с другом через упорядоченную электронную подсистему (взаимодействие сул-накамуры), которое приводит к динамическому сдвигу резонансных частот и ответственно за возникновение множества эхо-сигналов. В частности, за сигналом первичного одноимпульсного эха (ПОЭ) могут следовать сигналы многократного одноимпульсного эха (МОЭ). Подобные сигналы были экспериментально обнаружены и теоретически описаны для ряда магнитоупорядоченных соединений [6]. Однако зависимость характеристик этих сигналов (ПОЭ и МОЭ) от параметров возбуждающего радиочастотного импульса в двухкомпонентных ядерных системах остается недостаточно изученной, что и определяет цель настоящего исследования.

Рассмотрим двухкомпонентную ядерную систему, состоящую из неоднородно уширенных двухуровневых подсистем с центральными частотами ω_{01} и ω_{02} , ядра которых связаны посредством изинговского спин-спинового взаимодействия и возбуждаются коротким РЧ импульсом длительностью τ и несущей частотой ω . Выбранное ядро и его ближайшие соседи находятся во внутрикристаллическом магнитном поле, которое считается однородным в пределах двух межъядерных расстояний. Поскольку скорость обратимой фазовой релаксации в твердых телах значительно превышает скорость энергетической и фазовой необратимой релаксации, влиянием последней мы пренебрегаем.

Так как в нашей модели учитывается взаимное влияние «центральных» ядер и ядер ближайших соседей, то эффективное поле, в котором будут находиться ядра окружения зависит от поведения «центральных» ядер. Поскольку динамика «центральных» ядер 1-ой и 2-ой подсистем отличается, то поведение ядер их окружения будет также различно. Однако, вследствие симметрии задачи для получения описания динамики ядерных подсистем достаточно рассмотреть поведение одной из них, например, первой, поскольку уравнения для другой подсистемы будут аналогичны. Поэтому запишем систему уравнений для компонент вектора намагниченности ядер 1-ой подсистемы:

$$\begin{aligned}\dot{u}_1 &= -v_1(\Delta_1 + \delta_1 + 3k_1W_1 + 3k_{12}W_2) \\ \dot{v}_1 &= -\omega_R\eta w_1 + u_1(\Delta_1 + \delta_1 + 3k_1W_1 + 3k_{12}W_2),\end{aligned}\quad (1a)$$

$$\begin{aligned}\dot{w}_1 &= \omega_R\eta v_1 \\ \dot{U}_1 &= -V_1(\Delta_1 + \delta_1 + k_1W_1) \\ \dot{V}_1 &= U_1(\Delta_1 + \delta_1 + k_1W_1) - \omega_R\eta W_1,\end{aligned}\quad (1b)$$

$$\begin{aligned}\dot{W}_1 &= \omega_R\eta V_1 \\ \dot{U}_2 &= -V_2(\Delta_2 + \delta_2 + k_{12}W_1) \\ \dot{V}_2 &= U_2(\Delta_2 + \delta_2 + k_{12}W_1) - \omega_R\eta W_2, \\ \dot{W}_2 &= \omega_R\eta V_2\end{aligned}\quad (1c)$$

где u_1, v_1, w_1 — компоненты вектора намагниченности центрального ядра, $U_{1,2}, V_{1,2}, W_{1,2}$ — соответствующие компоненты ядер окружения, k_i и k_{12} - константы спин-спиновой связи внутри i -й подсистемы ($i=1,2$) и между 1-й и 2-й подсистемами, $\delta_{1,2} = \omega_{01,02} - \omega$, $\Delta_{1,2} = \omega_{n1,n2} - \omega_{01,02}$, $\omega_{n1,n2}$ - частоты переходов, соответственно, первой и второй подсистем, ω_R - частота Раби, η - Коэффициент усиления РЧ поля на ядрах.

По аналогии с работой [3] получаем уравнение для поперечной составляющей намагниченности первой подсистемы:

$$\langle\langle m_{\perp} \rangle\rangle = A_2 \sum_{n=-\infty}^{+\infty} A_1^n, \quad (2)$$

где

$$\begin{aligned}A_1^n &= \int_{-\infty}^{\infty} F_n \exp[i(-n\beta_1\tau + (\Delta_1 + \delta_1 + 3k_1(\delta_1 + \Delta_1)^2 / \beta_1^2)t)] g(\Delta_1) d\Delta_1, \\ A_2 &= \int_{-\infty}^{\infty} \exp[i(3k_{12} / \beta_2^2)((\delta_2 + \Delta_2)^2 + \eta^2\omega_R^2 \cos(\beta_2\tau))t] g(\Delta_2) d\Delta_2, \\ F_n &= \sum_{q=-1}^1 2^{-q^2} e^{i\pi(q-n)/2} J_{-n-q}((\eta\omega_R / \beta_1)^2 3k_1 t) \frac{\eta\omega_R(\Delta_1 + \delta_1 + q\beta_1)}{\beta_1^2},\end{aligned}$$

где $\beta_1 = \sqrt{(\omega_R\eta)^2 + (\Delta_1 + \delta_1)^2}$ – обобщенная частота Раби.

Формулы (2) позволяют отдельно проанализировать поведение членов ССИ. Так, слагаемое с номером $n=0$ описывает затухание колебаний намагниченности (начальную часть СИ), возникающее сразу после окончания радиочастотного импульса. Члены суммы (2) с номерами $n=\pm 1$ описывают сигнал ПОЭ (первичное спиновое эхо). Остальные слагаемые с номерами $n=\pm 2, \pm 3, \pm 4, \dots$ отвечают за МОЭ (множественное спиновое эхо) с кратностью, равной модулю индекса соответствующего члена. Анализ этих выражений показывает, что изинговское взаимодействие приводит к асимметрии ССИ по отношению к знаку отстройки.

Формула (2) демонстрирует, что сигналы ПОЭ и МОЭ существуют не только в реальной временной области при $t > 0$, но и в виртуальной области при $t < 0$. При этом хвостовая часть виртуальных сигналов проходит в область положительных времен, оказывая существенное влияние на реальные сигналы ПОЭ и МОЭ. Исследуем поведение ПОЭ с учетом вклада части виртуального сигнала ПОЭ, которая распространяется в область $t > 0$.

На рисунке 1 видно, что при малых отстройках спин-спиновое взаимодействие практически не оказывает влияния на амплитуду одноимпульсного эха. Однако при больших отстройках наблюдается существенное влияние спин-спинового взаимодействия на амплитуду ОЭ. Так, при положительных отстройках как внутреннее (внутри подсистемы), так и внешнее взаимодействие приводят к одному и тому же

эффекту — увеличению амплитуды одноимпульсного эха. При отрицательных и достаточно больших отстройках ситуация меняется. Если учитывается только внутреннее взаимодействие, амплитуда одноимпульсного эха возрастает. Если же учитываются как внутреннее, так и внешнее взаимодействия, то амплитуда оказывается выше, чем в отсутствие взаимодействия, но ниже, чем в случае положительных отстроек. При этом амплитуда эхо-сигнала достигает максимума, когда отстройка соответствует резонансу второй линии.

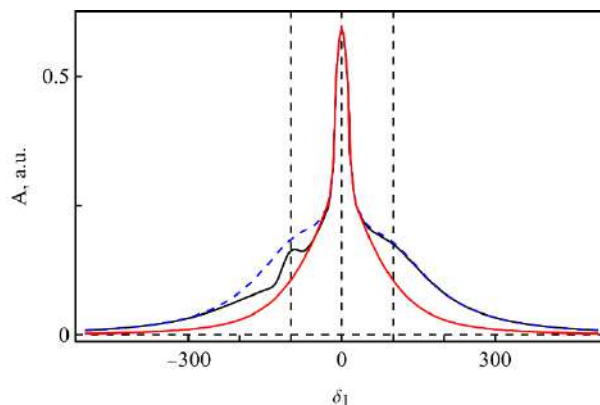


Рисунок 1 – Зависимость амплитуды сигнала ПОЭ от отстройки : красная сплошная линия — $k_1 = k_{12} = 0$, чёрная сплошная линия — $k_1 = k_{12} = 0.6$, синяя пунктирная линия — $k_1 = 0.6$, $k_{12} = 0$.

Таким образом, в настоящей работе получено аналитическое описание свободной индукции, формирующегося в двухкомпонентной ядерной системе в магнитоупорядоченных материалах с учетом изинговского взаимодействия ядер. Установлено, что это взаимодействие приводит к немонотонной зависимости амплитуды первичного сигнала ОЭ от отстройки от резонанса. Выяснено, что амплитуда первичного эхо-сигнала, формирующегося в первой подсистеме, достигает максимума, когда значение отстройки соответствует резонансу со второй подсистемой.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. A. Goto, K. Hashi, S. Ohki, and T. Shimizu. // npj Quantum Inf. 2022. V. 8. #99.
2. A. Goto, S. Ohki, K. Hashi, T. Shimizu. // Nature communications. 2011. V. 2. #378
3. G.A. Rusetsky, V.M. Kolesenko, U. Shymanovich. // Phys. Rev. B. 2021. V. 104. 216.
4. K.M. Салихов. // Zh. Eksp. Teor. Fiz. 2022. V. 162. #630.
5. G. Mamniashvili, T. Gegechkori, A. Akhalkatsi, T. Gavasheli. // J. Supercond. Nov. Magn. 2015. V. 28. #911.
6. M.D. Zviadadze, G.I. Mamniashvili, T.O. Gegechkori, A.M. Akhalkatsi, T.A. Gavasheli. // J. Supercond. Nov. Magn. 2013. V. 26. #1405.
7. V.S. Kuz'min, V.M. Kolesenko. J. Appl. Spectrosc. 2012. V. 79. #390.
8. V.S. Kuzmin, A.P. Saiko. // ФТТ.1989.V. 31. #266.
9. V.S. Kuz'min, V.M. Kolesenko. // J. Appl. Spectr. 2001. V. 68. #480.
10. G.I. Mamniashvili, T.O. Gegechkori. // J. Appl. Spectr. 2021. V. 88. #965.
11. G.I. Mamniashvili, T.O. Gegechkori, A.M. Akhalkatsi, T. A. Gavasheli. // Phys. Metals Metallogr. 2013. V. 114. #833.

О МЕТОДАХ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ И РАСКИСЛЕНИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ

Богословский Р.А.^{1*}, Гетманова М.Е.², Ливанова Н.О.², Нарусова Е.Ю.¹

¹Российский Университет Транспорта (РУТ (МИИТ)), Москва, Россия

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

*r.bogoslovskij@yandex.ru

Основными характеристиками, определяющими эксплуатационный ресурс системы «колесо-рельс» являются твердость, прочность и ударная вязкость. В настоящее время наблюдается тенденция повышения уровня прочности и твердости железнодорожных рельсов, так требования к твердости термоупрочненных рельсов по ГОСТ Р 51685-2022 достигают 455 НВ, а к временному сопротивлению – до 1300 Н/мм².

В результате возросших требований качество рельсовой стали и готовых рельсов повышалось интенсивнее, чем рост качества сталей для железнодорожных колес. Следовательно, изменились трибометрические характеристики взаимодействия рельса и колеса т.к. образовался значительный дисбаланс между их свойствами [1-2]. Следует отметить, что оптимальный режим взаимодействия системы «колесо-рельс» достигается в случае, когда разница в твердости не превышает 10%. Однако существующий в настоящее время дисбаланс (Рисунок 1) твердости повлек за собой возрастание износа, повышенное образование контактно-усталостных дефектов (в том числе «выщербин»), что увеличило количество отцепок вагонов под текущий ремонт. Кроме того, общепринятая тенденция к увеличению тоннажа железнодорожных грузоперевозок и скоростей движения выдвигает перед металлургией задачу повышения эксплуатационных характеристик железнодорожных колес, основные технические требования на которые изложены в ГОСТ 10791[3-8].

Повышение твердости обода до 360 НВ в том числе в т. А, при сохранении ударной вязкости и усталостной стойкости, потребовало корректировки процесса изготовления колес: глубокого раскисления и рафинирования, снижения газонасыщенности, управление неметаллическими включениями и микролегирование для контроля кинетики фазовых превращений [2, 8] (Рисунок 2).

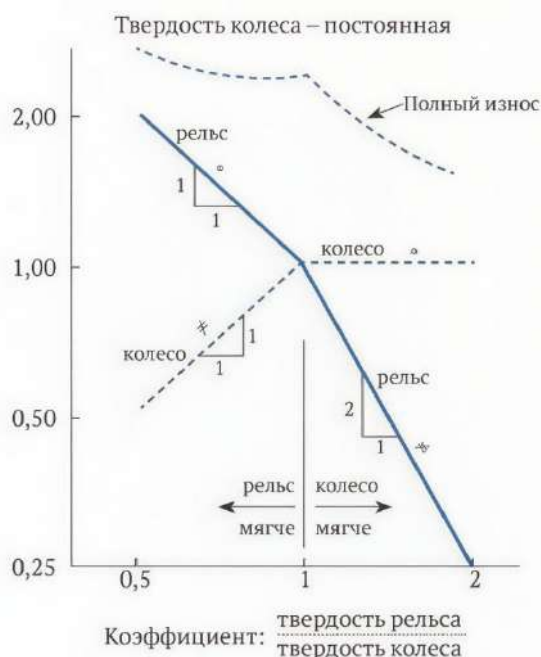


Рисунок 1 – Соотношение износа колеса/рельса в зависимости от коэффициента твердости рельса/колеса [5]

Внедрение процесса внепечной обработки, вакуумирования и использование непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) позволило не только увеличить производительность процесса, но и обеспечить:

- снижение содержания кислорода с 0,012–0,016 % до 0,005–0,010 % (среднее ~0,005 %);
- контроль концентрации водорода на уровне 1,0–1,5 ppm;
- содержание серы стабилизировано на уровне ~0,010 %, что существенно ниже нормативных требований.

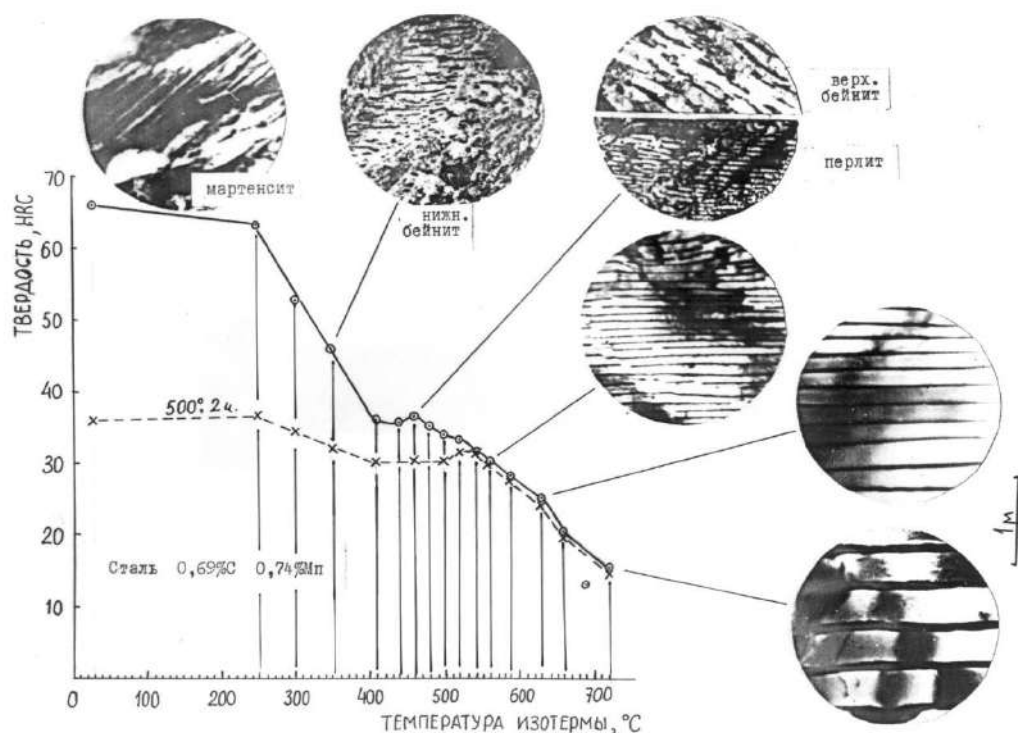


Рисунок 2 – Влияние температуры изотермической выдержки на твердость и типы возникающих структур в колесной стали [9]

Сравнительный анализ загрязненности неметаллическими включениями показал: снижение среднего балла сульфидов с ~2,4 до ~1,15, силикатов хрупких — с 0,7 до 0,3, а пластичных силикатов — до уровня ниже порога обнаружения. Столь высокая степень чистоты по неметаллическим включениям уменьшает количество водородных ловушек, что теоретически повышает чувствительность стали к флокенообразованию. Достигнутый уровень 1,0–1,5 ppm содержания водорода обеспечивает значительный запас по пороговым концентрациям (не более 2 ppm), при которых не наблюдается образование флокеноподобных дефектов.

Однако высокая степень очистки стали приводит к побочному эффекту: росту аустенитного зерна при нагреве, что требует дополнительных мер по стабилизации структуры. Для колесных сталей реализована стратегия комплексного микролегирования, направленная на:

- измельчение аустенитного зерна при нагреве под термообработку;
- смещение ССТ-диаграмм вправо (более позднее фазовое превращение);
- стабилизацию перлитного превращения;
- дополнительное упрочнение ферритной составляющей.

Ванадий (до 0,10–0,15 %) и ниобий (до 0,05 %) образуют дисперсные карбонитриды, обеспечивающие эффект упрочнения границ зерен. Это позволяет удерживать размер аустенитного зерна на уровне 6–8 балла и уменьшать разноструктурность при нагреве под закалку [8].

Различия в условиях эксплуатации определяют требования к оптимальному химическому составу для колес пассажирских и грузовых вагонов:

- для колес грузовых вагонов марки «Т» с максимальной расчетной осевой нагрузкой (30 тс) содержание углерода увеличивается до 0,70 % в сочетании с микролегированием кабронитридными добавками, что обеспечивает твердость 320–360 НВ;

- для железнодорожных колес марки «Л» с конструкционной скоростью более 160 км/ч, частым торможением и требованиями к повышенной надежности содержание углерода ограничено 0,48–0,54 %, при повышении содержания марганца до 0,8–1,2 %, что позволяет сохранять прокаливаемость и обеспечивать твердость 280–320 НВ при более высоких значениях ударной вязкости.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Филиппов Г.А., Мухатдинов Н.Х., Гетманова М.Е., Комков Н.А. / Стали для железнодорожных колес повышенной эксплуатационной стойкости // *Металлург.* – 2014. - №3. – С. 88-96.

2. Гриншпон А.С., Калинина О.С., Гетманова М.Е., Изотов В.И., Филиппов Г.А. / Влияние термической обработки на структуру и твердость колесной стали 60Г // *Сталь.* -2007. - №9. – С.100-103.

3. Иванов А.А., Батов С.В., Уткин А.Д., Романенко В.П. / Анализ производства железнодорожных колес в России. Творчество молодых — родному региону : сборник материалов X региональной межвузовской научно-практической конференции (г. Выкса, 25 апреля 2023 г.) // *Выксунский фил. нац. исследовательского технологического ун-та «МИСИС».* — Казань : Бук, 2023 — 599 с.

4. Кислица В.В., Рысев И.А., Кратиров А.Н., Васенин Е.М., Эфрон Л.И. / Освоение на АО «ВМЗ» производства железнодорожных колес из непрерывнолитой заготовки производства АО «Уральская сталь» // В сборнике: Творчество молодых - родному региону. сборник материалов IX Региональной межвузовской научно-практической конференции. Министерство науки и высшего образования Российской Федерации; Выксунский филиал Национального исследовательского технологического университета «МИСиС». Казань, 2022. С. 68-80.

5. Юссель Вольф-Дитер. Использование износостойкой стали для рельсов на кривых и ее влияние на ходовые качества подвижного состава // *ZEVrail.* 2016. № 11/12 (140).

6. Анализ по содержанию колесных пар локомотивов и эффективности работы технических средств лубрикации // Проектно-конструкторское бюро локомотивного хозяйства – филиал ОАО «РЖД».

7. Гапанович В.А., Сосновский Л.А. Какой должна быть поверхностная твердость рельсов // *Железнодорожный транспорт.* 2009. № 12.

8. Гетманова М.Е., Илюхин Д.С., Ливанова О.В., Ливанова Н.О., Филиппов Г.А. / Формирование структурного состояния высокоуглеродистой колесной стали, устойчивой к образованию дефектов тормозного происхождения // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* 2021. № 1. С. 53-62.

9. Гетманова М.Е., Буржанов А.А., Филиппов Г.А., Яндимиров А.А. Влияние микролегирования на механические свойства и трещиностойкость колесной стали//Сб. трудов 3-й Международной конференции молодых специалистов «Металлургия XXI века», Москва. ВНИИМЕТМАШ. 2007. С. 301-308.

ВЛИЯНИЕ КОЛЛЕКТИВНЫХ ЭФФЕКТОВ НА НЕУПРУГИЕ ПРОЦЕССЫ В ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Варюхин В.Н., Малащенко В.В.

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

*malashenko@donfti.ru

Неупругие процессы играют важную роль как в ходе пластической деформации функциональных материалов, которая приводит к существенному изменению их механических свойств, так и в экспериментах по внутреннему трению, позволяющих более детально проанализировать эти процессы. Развитая нами феноменологическая теория динамического взаимодействия дефектов (ДВД) [1-5] позволяет в рамках единого подхода проанализировать большое количество задач дислокационной динамики, в частности, исследовать особенности высокоскоростной деформации, возникающей как на стадии изготовления изделий из металлов и сплавов (ковка, штамповка, резка, высокоскоростная обработка), так и на стадии их эксплуатации в условиях внешних воздействий высокой мощности [6-10]. Теория ДВД представляет собой модификацию струнной модели Гранато-Люкке, которая весьма успешно использовалась для объяснения многих экспериментов по внутреннему трению. Модификация струнной модели позволила значительно увеличить возможности данного теоретического подхода, объяснить целый ряд имеющихся экспериментальных данных и предсказать возможность возникновения новых динамических эффектов, требующих целенаправленной постановки новых экспериментов. Теория ДВД является по существу теорией конкурирующих взаимодействий структурных дефектов различного типа с движущимися дислокациями. Эти дефекты вносят вклад как в полную силу динамического торможения дислокации, так и в формирование колебательного спектра движущихся дислокаций, прежде всего в формирование спектральной щели. Величина влияния дефектов определяется в первую очередь их концентрацией, а спектральная щель появляется в результате коллективных эффектов и оказывает существенное влияние на течение неупругих процессов и формирование механических свойств функциональных материалов.

Уравнение движения дислокации в нашем случае имеет следующий вид

$$m \left\{ \frac{\partial^2 S}{\partial t^2} + B \frac{\partial S}{\partial t} - c^2 \frac{\partial^2 S}{\partial z^2} \right\} = b \sum_i \sigma_{xy}^i \quad (1)$$

Здесь m – масса единицы длины дислокации, B – константа фононного торможения дислокации. c – скорость звука в исследуемом материале, b – модуль вектора Бюргерса. Правая часть уравнения содержит сумму всех напряжений, создаваемых на линии дислокации как внутренними, так и внешними источниками. Дислокация при скольжении по кристаллу находится в потенциальной яме, перемещающейся вместе с ней. Следствием этого является появление щели в спектре дислокационных колебаний, возникающих в результате взаимодействия дислокации с другими структурными дефектами.

Весьма плодотворным оказалось применение теории ДВД для анализа неупругих процессов, протекающих в материалах с гигантской магнитострикцией. Такие материалы в настоящее время привлекают всё большее внимание исследователей [11]. Гигантскую магнитострикцию в области низких температур демонстрируют Tb, Dy, Ho, Er и ферриты-гранаты этих металлов (например, Tb₃Fe₅O₁₂). Их магнитострикция на два-три порядка выше, чем магнитострикция в сплавах и ферритах группы Fe. При комнатных температурах такие значения магнитострикции можно получить, используя ферримагнитные соединения DyFe₂, TbFe₂, HoFe₂, DyFe₃. Сильное магнитоупругое взаимодействие в таких материалах оказывает весьма существенное влияние на неупругие процессы и, как следствие, на внутреннее трение и динамический предел текучести, которые становятся зависимыми

от магнитных характеристик этих материалов, в частности, от константы магнитострикции и намагниченности насыщения. В частности, амплитудно-независимое внутреннее трение определяется выражением

$$Q^{-1} = \alpha \frac{\omega / \omega_0}{1 + (\omega / \omega_0)^2}, \quad \omega_0 = \frac{\pi^2 G b^2}{B L^2}, \quad B = D \frac{n \chi^2}{\lambda^2 M_0^3} \quad (2)$$

Здесь α - коэффициент, зависящий от плотности дислокаций и упругих модулей кристалла, L - эффективная длина сегмента, G - модуль сдвига, B - константа торможения дислокации, M_0 - намагниченность насыщения, λ - константа магнитоупругого взаимодействия, n - концентрация точечных дефектов, χ - параметр несоответствия дефекта, D - коэффициент, зависящий от плотности дислокаций и упругих модулей кристалла. Константа B оказывает значительное влияние как на величину внутреннего трения, так и на положение его максимума. Обычно главный вклад в формирование этой константы вносят различные механизмы фононного трения. Однако в магнетиках, обладающих гигантской магнитострикцией и содержащих высокую концентрацию примесных добавок, сильное магнитоупругое взаимодействие приводит к тому, что константа торможения становится функцией магнитных характеристик материала. Это взаимодействие оказывает также существенное влияние на механические свойства облучённых магнетиков в условиях высокоскоростной деформации. Гигантская магнитострикция приводит к возникновению эффекта сухого трения дислокаций призматическими дислокационными петлями радиационного происхождения. Этот эффект заключается в том, что сила динамического торможения дислокации дислокационными петлями не зависит от скорости дислокационного скольжения и, соответственно, вклад этого торможения в динамический предел текучести не зависит от скорости пластической деформации.

$$\tau_L = K \frac{n_L R}{\lambda \sqrt{M_0^3}} \quad (3)$$

Здесь K - константа, зависящая от упругих модулей кристалла и параметров магнотонного спектра, n_L - объёмная концентрация дислокационных петель, R - средний радиус петли. Величина эффекта и область его существования определяются магнитными характеристиками металла. Численные оценки показывают, что вклад данного эффекта может увеличивать динамический предел текучести на десятки процентов

Анализ широкого круга задач, решённых в рамках теории ДВД, позволил выявить и сформулировать важную закономерность, характеризующую динамические процессы в кристаллических телах. Эта закономерность касается условий возникновения экстремумов зависимости механических свойств материала от его характеристик и условий деформации, а именно: максимумы имеют место при смене доминирующего влияния на формирование спектра (точнее, на вид спектральной щели), минимумы - при смене доминирующего вклада в силу динамического торможения.

Теория ДВД позволила выявить общие черты динамического поведения в следующих процессах: динамическое торможение дислокаций точечными дефектами, торможение дислокаций атмосферами Снука и Коттрелла в термофлуктуационной области, торможение дислокаций магнонами, торможение 180-градусной доменной стенки точечными магнитными дефектами, работа туннельного диода и эффект Ганна, заряд ионистора.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. V.V. Malashenko // Physica B: Phys. Cond. Mat. 404, #3890 (2009).
2. В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко // Известия РАН. Серия физ. 2018. Т. 82, # 37.

3. В.В. Малашенко // ФТТ. 2023. Т. 65, #1375.
4. В.В. Малашенко // ФТВД. 2021.Т. 31, # 109.
5. В.В. Малашенко // ФТТ. 2025. Т. 67. #1947.
6. A. Singla, A. Ray // Phys. Rev. 2022. B 105. # 064102.
7. H. Fan, Q. Wang, J.A. El-Awady // Nature Communication. 2021. V. 12. #1845.
8. D. Batani // EPL 2016. V. 114. #65001.
9. R. W. Armstrong, S. M. Walley // International Materials Reviews. 2008. V. 53.
#105.
10. P. N. Mayer, A. E. Mayer // J. Appl. Phys. 2016. V. 120. # 075901.
11. Y. He, Y. Han, P. Stamenov, B. Kundys, J.M.D. Coey, C. Jiang, X. Huibin // Nature. 2018, #556.

ВЛИЯНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНОГО НАГРЕВА НА ЭФФЕКТ ПСЕВДОУПРУГОСТИ В СПЛАВАХ $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$ и $\text{Ti}_{40.7}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{39.8}\text{Cu}_{10}$ **Трофимова М.Е.^{1*}, Поникарова И.В.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Базлов А.И.^{1,2}**¹*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*²*Национальный исследовательский технологический институт «МИСИС», Москва, Россия***trofimovame852@gmail.com*

Целью работы было исследование влияния промежуточного нагрева после первого цикла «нагрузка - разгрузка» на проявление эффекта псевдоупругости при последующих механоциклах в сплавах $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$ и $\text{Ti}_{40.7}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{39.8}\text{Cu}_{10}$ с памятью формы. Пластина сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$ была подвергнута закалке при 900°C в течение 10 минут, и отжигу при 500°C в течение 2 часов. После термообработки из пластины вырезали образцы с плечиками для механических испытаний. Слиток сплава $\text{Ti}_{40.7}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{39.8}\text{Cu}_{10}$, не подвергая термообработке, разрезали на пластины, из которых вырезали образцы для механических испытаний. Результаты дифференциальной сканирующей калориметрии показали, что оба сплава испытывают термоупругое мартенситное превращение $B2 \leftrightarrow B19'$ при охлаждении и нагревании. Температуры мартенситного перехода составили $M_s = 72^\circ\text{C}$, $M_f = 57^\circ\text{C}$, $A_s = 79^\circ\text{C}$, $A_f = 100^\circ\text{C}$ в сплаве $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$, и $M_s = 55^\circ\text{C}$, $M_f = 5^\circ\text{C}$, $A_s = 38^\circ\text{C}$, $A_f = 99^\circ\text{C}$ в сплаве $\text{Ti}_{40.7}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{39.8}\text{Cu}_{10}$.

Исследование проводили по следующей методике: образцы сплавов подвергали циклу нагрузка до 3 % - разгрузка в аустенитном состоянии, после чего нагревали. В результате нагрева образец частично восстанавливал деформацию, наведенную при нагрузке. После этого образец охлаждали до температуры выше A_f и подвергали повторяющимся циклам «нагрузка до 3 % - разгрузка». Деформирование проводили в режиме растяжения.

В сплаве $\text{Ti}_{40.7}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{39.8}\text{Cu}_{10}$ деформирование в первом и последующих циклах проводили при 105 °C. Показано, что, если после первого цикла не проводить промежуточный нагрев, то эффект псевдоупругости не проявляется ни во втором, ни в последующих циклах. Если после первого цикла образец нагреть, то наблюдается возврат деформации за счет обратного перехода. Более того, во втором и последующих циклах наблюдается псевдоупругий возврат деформации при разгрузке, обусловленный тем, что мартенсит, наведенный при нагрузке, переходит обратно в аустенитную фазу. К 10 циклу данный сплав демонстрирует идеальную псевдоупругость.

В сплаве $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$ при механоциклировании при температуре $T = 110^\circ\text{C}$, как без нагрева, так и с промежуточным нагревом после первого цикла, эффект псевдоупругости не наблюдали. Исследовали влияние температуры ($T = 70, 80, 90$ и 100°C), при которой проводили первый цикл, на вид диаграмм деформирования, полученных при 110°C . Показано, что независимо от температуры деформирования в первом цикле, данный сплав не демонстрировал псевдоупругое поведение при механоциклировании.

Таким образом, в работе показано, что промежуточный нагрев приводит к проявлению эффекта псевдоупругости при последующих механоциклах в сплаве $\text{Ti}_{40.7}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{39.8}\text{Cu}_{10}$, и не оказывает действия на механическое поведение сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$. Природа этого эффекта неясна и требует дополнительных исследований.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 23-19-00280.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ, ЛЕГИРОВАННОГО ЖЕЛЕЗОМ

Калганов Д.А.^{1*}, Романов А.Е.¹, Бауман Д.А.¹, Панов Д.Ю.¹,
Спиридонов В.А.¹, Иванов А.Ю.²

¹Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

²ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

*kalganov@itmo.ru

Термическая обработка проводниковых материалов позволяет направленно влиять на их физические свойства за счет изменения концентрации широкого спектра точечных дефектов, перераспределения легирующих примесей, а также частичной релаксации остаточных упругих напряжений, обусловленных блочной структурой реального кристалла. Высокотемпературный отжиг оксида галлия (бета фазы) $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ в различных атмосферах служит эффективным инструментом модификации его кристаллической и электронной структур [1], однако установление корреляций между режимами обработки и характеристиками этого материала требует применения взаимодополняющих методов исследования.

В данной работе исследовано влияние высокотемпературного (1400°C) отжига на структуру и свойства кристаллов легированного железом $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3\text{:Fe}$ (0,01 мол.%). Получены данные оптического пропускания (LAMBDA 1050 PerkinElmer), рентгеновской дифракции (ДРОН-8 Буревестник) и модуля Юнга (метод составного пьезоэлектрического осциллятора [2]).

Последовательная термическая обработка кристаллов оксида галлия привела к изменению оптического пропускания (Рисунок 1а), без существенного сдвига края поглощения, однако с перераспределением интенсивности между низко- и высокоэнергетической частью спектра, что указывает на увеличение концентрации акцепторной примеси в кристалле. Также наблюдалось изменение кривых качания (SiK_α в условиях рефлекса 600), связанное с эволюцией микроструктуры и повышением кристаллического совершенства отдельных блоков (Рисунок 1б).

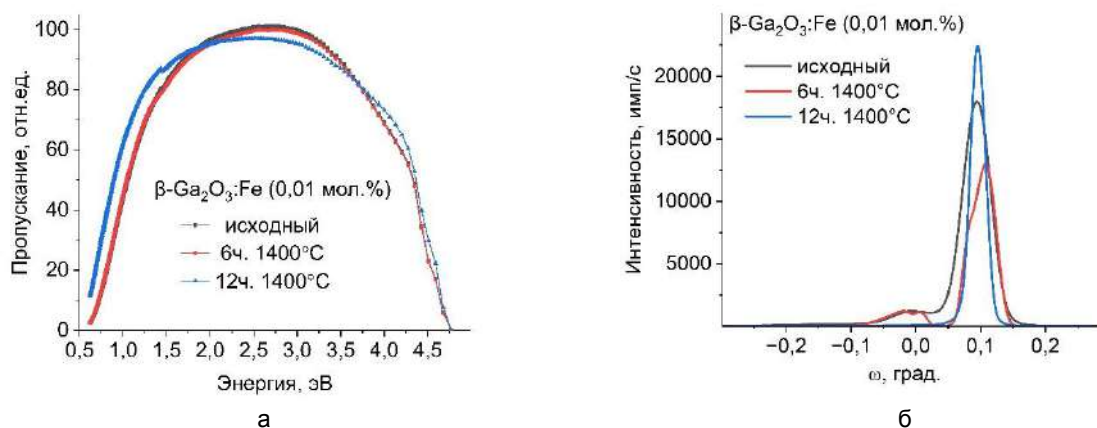


Рисунок 1 – Влияние высокотемпературного отжига $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3\text{:Fe}$ (0,01 мол.%) на (а) спектр оптического пропускания, (б) рентгеновскую дифракцию

В результате высокотемпературного отжига образцов модуль Юнга в направлении оси [010] увеличивался на $\sim 0,2\%$, одновременно с уменьшением затухания акустических колебаний на 100кГц.

Таблица 1 – Механические свойства кристаллов $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3\text{:Fe}$ (0,01 мол.%) при термической обработке

Параметры обработки	исходный	6ч, 1400°C	12ч, 1400°C
Модуль Юнга E_{010} , ГПа	275,24	275,77	275,80
Декремент затухания, 10^{-4}	5,7	4,8	4,6

Работа выполнена в рамках государственного задания «Перспективные материалы и структуры элементной базы современной электроники и оптоэлектроники и устройства на их основе» (проект FSER-2025-0005).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. N. Zhang, H. Liu, Q. Sai et al. // J. Mater. Sci. 2021, V. 56. no. 23. P. 13178-13189.
2. S. Kustov, G. Golyandin, A. Ichino, G. Gremaud // Mater. Sci. & Eng. A. 2006, V. 442. no. 1-2. P. 532–537.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР В МАТРИЦАХ АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ ТЕПЛАТНОГО СИНТЕЗА

Бондарук А.А., Роткович А.А., Герман С.А., Тишкевич Д.И.
ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь
**bondaruk625@gmail.com*

Гексаферрит бария — это ферромагнитный материал, который широко применяется в различных областях, включая радиоэлектронику, элементы памяти, поглотители электромагнитных волн и нанотехнологии. Его используют в катушках индуктивности, сердечниках, антеннах, а также в микроэлектронике для создания тонких и толстых плёнок.

Магнитные свойства гексаферрита бария связаны с взаимодействием между металлическими частицами, занимающими определённые позиции в его гексагональной кристаллической структуре, и ионами кислорода. Благодаря своим характеристикам он считается одним из самых перспективных магнитных материалов. Его применяют в качестве постоянного магнита [1], в том числе в электронике [2], а также в других высокотехнологичных областях.

Экспериментальные образцы формировались из алюминиевой фольги (99,99 %) толщиной 100 мкм и имели геометрические размеры 75 × 50 мм². Подготовку поверхности подложек осуществляли методом химической отмычки в CrO³:H₂SO₄ (1 : 100) в течение 5 мин, затем травления в 10% растворе NaOH при T = 40 °C с продолжительностью 3 мин, далее проводилась химическая полировка в растворе H₃PO₄:HNO₃ при T = 80 °C в течение 1,5 мин. Пленки ПАОА получали методом двухстадийного анодирования в электролите на основе 4% H₂C₂O₄ при напряжении 60 В, после чего стравливали алюминий в растворе HCl:CuCl₂:H₂O и травили барьерный слой 15 мин в 5% H₃PO₄.

При изготовлении гексаферрита бария методом золь-гель в качестве катионных источников использовались нитраты металлов, а в качестве мономеров для формирования полимерной матрицы - лимонная кислота и этиленгликоль. Ba(NO₃)₂, Fe(NO₃)₃·9H₂O и лимонную кислоту растворяли в дистиллированной воде в соответствии с мольным соотношением 1:12:26. Затем получали чистый раствор и перемешивали его на водяной бане 3 часа при 100°C, чтобы вызвать этерификацию.

В качестве темплатного способа внедрения гексаферрита бария в поры использовалось два метода: центрифугирование и воздействие ультразвуком. При центрифугировании образец помещался в центр центрифуги, затем сверху наносилось с помощью дозатора несколько капель приготовленного раствора и запускался при 1500 об/мин. Образцы находились под действием ультразвука на протяжении 10 мин. После того, как матрицы были получены, поверхность подвергалась механической обработке для удаления кристаллов гексаферрита бария с поверхности, далее отправлялись на отжиг в муфельную печь на 4 часа при 800°C.

Микроструктура и морфологические свойства массивов нанопроволок BaFe₁₂O₁₉ были охарактеризованы несколькими методами: исследование морфологии матриц с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием Carl Zeiss EVO10 и количественный анализ состава с использованием приставки Oxford Instruments для энергодисперсионной спектроскопии.

На Рисунке 1 представлены СЭМ изображения матриц нанопористого анодного оксида алюминия с пористой стороны и стороны барьерного слоя, которые выст упали в качестве темплата для формирования гексаферрита бария методами центрифугирования (Рисунок 1 а, в) и ультразвука (Рисунок 1 б, г). На вставках Рисунка а и б видно, что на повехности центрифугированного образца присутствует лишь некоторая часть гексаферрита бария, в отличие от результатов энергодисперсионного анализа изображения Рисунка б, где отмечено, что пленка BaFe₁₂O₁₉ покрывает всю поверхность мембраны из-за чего поры практически незаметны. Результаты СЭМ со стороны барьерного слоя (Рисунок 1 в,г) центрифугированного образца показали, что большее количество нанопроволок из гексаферрита бария встроено в каналы пор шаблонов. Длина и диаметр нанопроволок соответствуют размеру пор шаблонов. На

изображении барьерного слоя образца (Рисунок 1 г), обработанного ультразвуком присутствует лишь некоторая часть кристаллов магнитного материала.

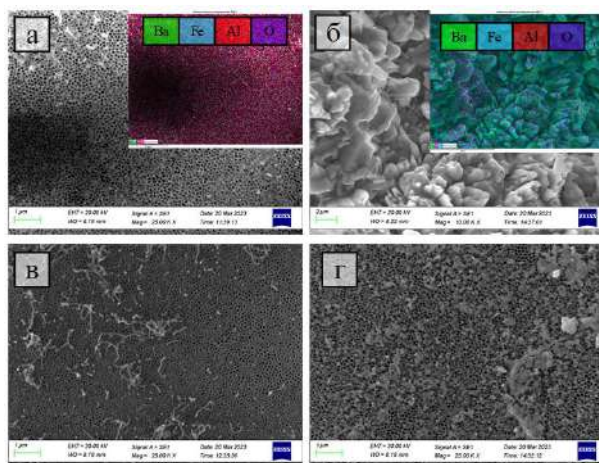


Рисунок 1 – СЭМ-изображения мембран со стороны пористого (а, б) и барьерного (в, г) слоя анодного оксида алюминия, заполненных $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ после центрифугирования (а, в) и погружения в ультразвуковую ванну (б, г)

Метод золь–гель-синтеза и темплатного получения наноматериалов были использованы для нового способа получения наночастиц $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ в матрицах на основе пористого анодного оксида алюминия. Результаты исследования микроструктуры композитного материала ПАОА- $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ показали, что поры однородны и высокоупорядочены, размер которых составляет 80-90 нм, что позволяет получать магнитные нанопроволоки и пленки на основе гексаферрита бария, которые потенциально могут быть использованы для создания высокоплотной магнитной памяти одноэлектронных устройств, биосенсоров и нанозлектродов.

СПИСОК ИСПОЛЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Pullar, R. C. Novel aqueous sol-gel preparation and characterization of barium M ferrite, $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ fibres / R. C. Pullar, M. D. Taylor, A. K. Bhattacharya // Journal of Materials Science. – 1997. – № 32. – P. 349–352.
2. Liu, W. The effect of the vacuum extraction and the Fe/Ba ratio on the phase formation of barium ferrite thin film synthesized by sol-gel method / W. Liu, J.-M. Wu // Materials Chemistry and Physics. – 2001. – № 69. – P. 148–153.

ЛАЗЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ БОРИРОВАННОЙ СТАЛИ 08Г2С

Пантелеенко Ф.И.^{1,2}, Дашкевич В.Г.¹, Лежава А.А.², Астратов В.Ю.¹,
Дуань Хунянь¹, Лю Чжисинь¹, Филиппов М.Н.¹, Пантелеенко А.Ф.¹, Шукан Н.М.²

¹Белорусский национальный технический университет, Беларусь

²Белорусско-Российский университет, Беларусь

panteleyenkofi@bntu.by

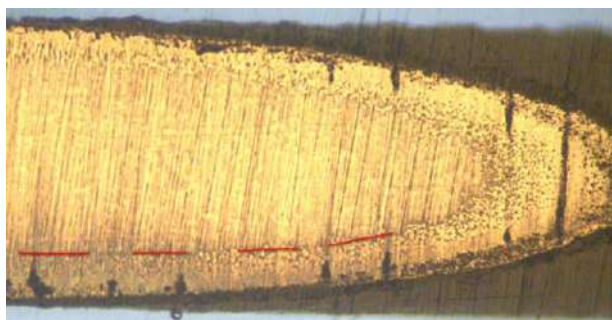
По мере развития и совершенствования в последние десятилетия высокоэнергетических восстановительно-упрочнительных технологий от газопламенных, индукционных, дуговых к плазменным, электроннолучевым и лазерным актуальным является выбор универсальных материалов и технологий, позволяющих варьировать твердость и износостойкость используя общедоступный конструкционный материал, например сталь 08Г2С.

В данной работе приведены результаты исследования различных вариантов получения твердости восстанавливаемых стальных изделий в диапазоне от 150 до 700 HV при использовании широко применяемой в практике сварочной проволоки Св08Г2С, технологии аргодуговой наплавки неплавящимся вольфрамовым электродом (TIG) и лазерной наплавки.

TIG наплавка отличается высокой точностью и качеством шва, лазерная наплавка – максимальной плотностью энергии, дисперсностью получаемой структуры, минимальными зоной термического влияния (ЗТВ) и деформациями, надежной металлургической связью с основой (адгезией) [1]. Известна также высокая эффективность регулирования в широком диапазоне твердости и износостойкости наплавленных покрытий путем введения различных количеств боридов [2]. Следует отметить также, что бор наряду с кремнием известен и как очень эффективный элемент, обеспечивающий при напылении и наплавке порошков на основе никеля и железа эффект самофлюсования [2].

Таким образом, в качестве наплавочного материала использовали стандартную и борированную сварочную проволоку Св08Г2С-П диаметром 1 мм (ГОСТ2246-70). Борирование проводили по общепринятой технологии в порошковой насыщающей среде BESTO, поместив проволоку в металлический контейнер с плавким затвором и затем в силитовую печь, при температуре 920°C в течении 1,5 часов. На рисунке 1а приведена микроструктура борированной проволоки Св08Г2С (косой шлиф) с четкой дифференциацией обеих (высоко- и низкособористой FeB и Fe₂B соответственно) боридных фаз.

TIG и лазерную наплавки проводили на пластину из стали 30 толщиной 10 мм с использованием сварочного аппарата Fronius Magic Wave 2200 с полностью цифровым управлением, технологией ActiveWave, характеризующейся мягкой и стабильной дугой. и аппарата ручной лазерной сварки фирмы OREE LASER HW-C мощностью 1500 Вт с оптоволоконным лазерным источником Raycus соответственно [3,4].



а)



б)

Рисунок 1 -- Микроструктуры: а) борированной проволоки Св08Г2С (косой шлиф), б) лазерной наплавки борированной проволоки Св08Г2С; увеличение 50х.

Пример микроструктуры, получаемой после лазерной наплавки борированной проволоки Св08Г2С на сталь 30 приведен на рисунке 1 б.

TIG и лазерную наплавку проводили по трем вариантам: наплавка исходной проволоки, борированной проволоки поверх наплавленной исходной, борированной проволоки. TIG наплавку проводили при следующих параметрах: сила сварочного тока 85 А, напряжение дуги 11-12В, расход защитного газа аргона 11-13 л/мин, скорость наплавки 2,4-2,6 м/ч. Лазерную наплавку проводили при следующих параметрах: пиковая мощность 800 Вт, скорость сканирования 300 мм/с, расход защитного газа аргона 1,8,16 л/мин, скорость подачи наплавочной проволоки 60 см/мин, скорость наплавки 5-7 мм/с. Оборудование для TIG и лазерной наплавки приведено на рисунке 2 а,б.



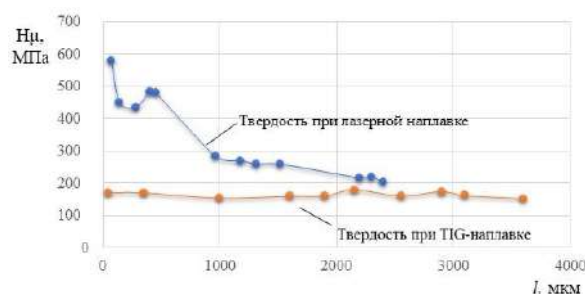
а)



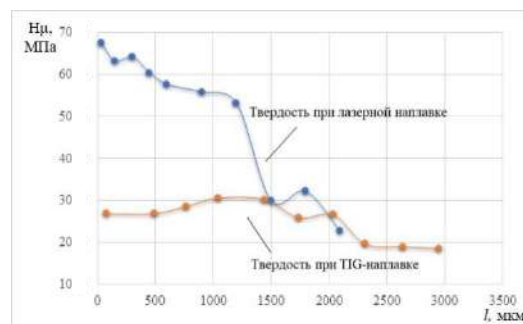
б)

Рисунок 2 - Оборудование для TIG и лазерной наплавки: а) Аппарат электродуговой сварки неплавящимся электродом Fronius MagicWave 2200.;б) Аппарат лазерной сварки фирмы OREE LASER HW-C

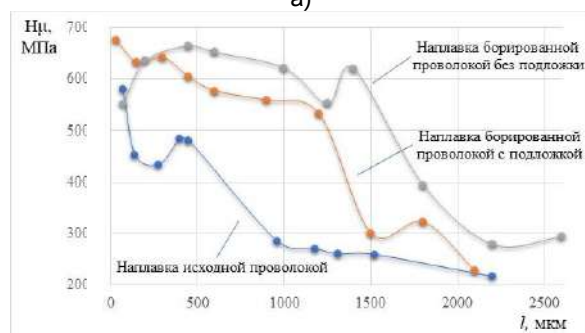
После наплавки изготавливали микрошлифы и проводили дюрOMETрические исследования (прибор ПМТ-3М с нагрузкой 50 и 500 г и автоматической обработкой результатов), а также металлографические исследования (микроскоп Planar MicroVert, увеличения от 50 до 1000 раз).



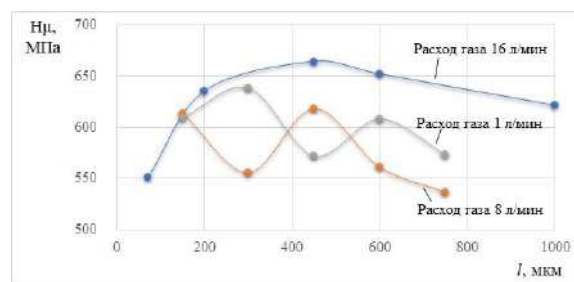
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3 - Графики изменения твердости при TIG и лазерной наплавке: а) исходной проволоки;б), в) при лазерной наплавке борированной проволоки; г) лазерной наплавке с различным расходом аргона.

Из данных, приведенных на рисунке 3, можно сделать следующие выводы.

TIG наплавка исходной проволоки Св08Г2С (рисунок 3 а) обеспечивает минимальную твердость (не более 180 HV), что подтверждается феррито-перлитной структурой при металлографических исследованиях. Лазерная наплавка, последующий ускоренный теплоотвод в основу вызывает образование дисперсной мартенситной структуры и, как следствие, закалку на глубину около 1000 мкм. Очевидно, что в случае необходимости восстановления и упрочнения изношенных деталей до параметров с умеренной твердостью поверхности (300-600 HV) приемлема лазерная закалка наплавляемой проволоки Св08Г2С.

TIG и лазерная наплавки (рисунок 3 б) борированной проволоки обеспечивают более высокий уровень твердости: около 300 HV на глубину до 2000 мкм при TIG наплавке и 500-700 HV на глубину до 1200 мкм при лазерной наплавке. Это позволяет рекомендовать такой вариант обработки для более нагруженных восстанавливаемых деталей, для работы которых требуется более высокая твердость и износостойкость.

Лазерная наплавка борированной проволоки на предварительно наплавленную лазером исходную проволоку (рисунок 3 в) обеспечивает по твердости промежуточное значение и может быть рекомендована при необходимости восстановления значительных износов и плавного градиента изменения твердости от основы к поверхности изделия.

Весьма интересным оказалось исследование влияния уменьшения расхода дорогостоящего защитного газа аргона с 16 л/мин до 8 л/мин и до 1 л/мин при наплавке борированной стали Св08Г2С. Установлено, что уменьшение расхода аргона до 1 л/мин хотя и снижает ранее выявленный эффект, тем не менее позволяет обеспечивать достаточно высокую твердость (550 – 640 HV) на глубину до 600 мкм. Это можно объяснить дополнительной к защитной способности аргона высокой раскисляюще-защитной способностью боридных фаз (бора), входящих в состав борированной проволоки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Research and Progress of Laser Cladding: Process, Materials, Applications//Kaiming Wang and other//Coating, 12(10), September, 2022, 1382. DOI: 10.3390/coatings 12101382.
2. Пантелеенко Ф.И.// Самофлюсующиеся диффузионнолегированные порошки на железной основе и защитные покрытия из них. – Мн.:УП «Технопринт», 2001.-300 с.
3. <https://tctena.ru/product/fronius-tts-tena-oborudovanie-imaterialy/tigwig/magicwave/magicwave/>
4. https://intervesp.ru/catalog/lazernaya-svarka/ustanovka-lazernoy-svarki-oree-laserhw1500/#:~:text=Основные%20преимущества%20*%20Ручное%20позиционирование%20луча%20*,деформаций%20*%20Возможность%20сварки%20различных%20форм%20заготовок

СТРУКТУРА АМОРФНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe-Co-Cr-B ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Занаева Э.Н.^{*}, Базлов А.И., Казакова А.А.

НИТУ МИСИС, Москва, Россия

^{*}zanaeva@misis.ru

Аморфная структура металлических сплавов, ввиду своей метастабильности, служит прекурсором для получения нанокристаллического состояния, обладающего и магнитомягкими [1] и магнитотвердыми свойствами [2-3]. Формирование магнитных свойств сплавов Fe-Co-Cr, как традиционных кристаллических типа ХК, так и с исходной аморфной структурой, тесно связано с составом фаз, которые образуются при термической обработке [4]. Для формирования магнитотвердых свойств сплавов важно наличие в структуре изоморфных твердых растворов с противоположными ферромагнитными свойствами, которые образуются в результате спинодального распада. Твердый раствор на основе железа и кобальта обладает ферромагнитными свойствами, а твердый раствор, обогащенный хромом, обладает парамагнитными свойствами. Однако, в сплавах системы Fe-Co-Cr-B-Si с аморфной структурой [5], получено, что оптимальным является наличие в структуре помимо твердого раствора, обогащенного хромом и кобальтом, также частиц борида Fe_3B , который выделяется по эвтектическому механизму. Предметом данной работы является установление влияния термической обработки на фазовый состав и магнитные свойства сплава системы Fe-Co-Cr-B.

Методом спиннингования получены ленты сплава системы Fe-Co-Cr-B с равным соотношением Fe к Co. Анализ микроструктуры сплава в различных состояниях проводили методом рентгеновского фазового анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии получена термограмма сплав, по которой выбрали температуры термообработки относительно характеристических температур.

Процесс кристаллизации сплава характеризуется двумя стадиями: на первой стадии образуется твердый раствор с ОЦК решеткой; на второй стадии происходит кристаллизация эвтектического типа, при которой из остаточной аморфной фазы образуется смесь твердого раствора и борида Me_2B . Формирование в структуре сплавов эвтектической смеси $\alpha + Me_2B$ обуславливает формирование высоких значений намагниченности сплавов, при относительно низкой коэрцитивной силе, что обусловлено количеством магнитотвердой фазы Me_2B . По результатам просвечивающей электронной микроскопии в структуре формируется однородные наноразмерные зерна. Зерна боридов характеризуются высокой плотностью дефектов упаковки, также в структуре присутствуют зерна с муаровым контрастом и их Фурье преобразование показывают, что эти области соответствуют твердому раствору с химическим контрастом. Что свидетельствует о прохождении распада твердого раствора. Важно отметить, что полученные характеристики магнитотвердых свойств сплавов после одноступенчатого отжига лежат в диапазоне значений, получаемых в порошковых материалах составов сплавов типа ХК, подвергаемых помимо высокотемпературного спекания многоступенчатому старению.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 24-79-00267.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Herzer G. // Acta Mater. Acta Materialia Inc., 2013. Vol. 61, № 3. P. 718–734.
2. Zhang W., Inoue A. // Appl. Phys. Lett. 2002. Vol. 80, № 9. P. 1610–1612.
3. Li J.W., He A. N., Shen B.L. // J. Alloys Compd. 2014. Vol. 586. P. S46–S49.
4. Кекало И.Б., Самарин Б.А. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами. М.: Металлургия, 1989 г.
5. Занаева Э.Н., Базлов А.И // Физическая мезомеханика 27 6 (2024) 106–115.

СОРБЕНТЫ НА ОСНОВЕ ДОПИРОВАННОГО ХРОМОМ БЁМИТА ДЛЯ УДАЛЕНИЯ ИОНОВ МЕТАЛЛОВ ИЗ НАПИТКОВ

Мешина К.И.^{1*}, Маркарян А.А.^{1,2}, Пономарёв Д.А.¹, Соколов И.А.²,
Осмоловский М.Г.¹, Бобрышева Н.П.¹, Вознесенский М.А.¹, Осмоловская О.М.¹

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

²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

*kmeshina040301@gmail.com

В области пищевой промышленности, особенно в секторе, специализирующемся на производстве напитков, одной из актуальных технологических проблем является очистка продукции от нежелательных ионов металлов. Присутствие таких ионов в соках и винах несет в себе двойную угрозу. С одной стороны, многие тяжелые металлы представляют прямую токсикологическую опасность для потребителя, оказывая кумулятивное негативное влияние на здоровье. С другой стороны, даже следовые количества ионов металлов (таких как железо, медь или марганец) способны выступать в роли катализаторов, значительно ускоряя нежелательные окислительные процессы. Это, в свою очередь, ведет к деградации органолептических свойств напитков: изменению цвета, появлению мутности, ухудшению аромата и вкуса, а также сокращению сроков годности. Таким образом, разработка эффективных и технологичных методов удаления ионов металлов из напитков является важной и высоко востребованной задачей.

В настоящее время вектор научных исследований в этой области смещен в сторону создания и применения наноразмерных сорбентов. Интерес к ним обусловлен уникальными характеристиками: высокое соотношение площади поверхности к объему обеспечивает большую сорбционную емкость, а наноразмерность открывает возможности для селективного связывания целевых ионов. Использование таких материалов потенциально позволяет не только повысить эффективность очистки, но и удешевить процесс за счет снижения требуемого количества сорбента, а также бережнее относиться к основному продукту, сохраняя его питательную ценность и витаминный состав. Однако, несмотря на высокую эффективность, наноразмерные сорбенты обладают существенным недостатком, ограничивающим их промышленное применение: сложность и высокая стоимость последующего отделения отработанного наноматериала от очищаемой среды в заводских условиях. Традиционные методы фильтрации часто малоэффективны для улавливания наночастиц, что создает риск вторичного загрязнения продукта и препятствует многократному использованию сорбента. В данной работе для преодоления этого технологического барьера предложен оригинальный подход, заключающийся в иммобилизации наносорбента путем включения его в состав более крупных полимерных гидрогелевых гранул. Такая композитная структура сочетает высокую сорбционную активность наночастиц с удобством манипуляции и отделения от жидкости за счет осаждения или простой фильтрации макроскопических гранул.

В качестве активного компонента, выступающего в роли высокоэффективного сорбента, был выбран наноразмерный бёмит (оксигидроксид алюминия, AlOOH). Для модификации его свойств и повышения сорбционной способности по отношению к определенным металлам впервые были синтезированы образцы бёмита, допированного хромом (Cr-AlOOH). Синтез проводился с использованием оригинального подхода методом химического осаждения из раствора в нейтральной среде, за которым следовала гидротермальная обработка, позволяющая контролировать фазовый состав и морфологию формирующихся частиц. Полученные наночастицы были охарактеризованы с использованием комплекса современных физико-химических методов анализа. Для определения фазового состава и среднего размера кристаллитов применялась порошковая рентгеновская дифракция; также были рассчитаны размеры кристаллитов в разных кристаллографических направлениях методом моделирования полного профиля рентгеновской

дифрактограммы. Химический состав и функциональные группы на поверхности наночастиц изучались с помощью инфракрасной спектроскопии. Визуализация формы и определение размеров частиц проводились методом просвечивающей электронной микроскопии; дополнительная информация была получена путем регистрации изотерм адсорбции-десорбции азота. Методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии были определены степени окисления атомов, а также проанализировано их химическое окружение в составе наночастиц допированного бёмита. Для изучения влияния допирования на электронную структуру материала регистрировались спектры поглощения и диффузного отражения в УФ- и видимой области. Параллельно с экспериментом проводилось квантово-химическое моделирование кристаллической решетки бёмита. Верификация полученной модели осуществлялась путем сравнения энергий прямых и непрямых переходов, определенных экспериментально из данных электронной спектроскопии и из рассчитанных зонных структур. Моделирование позволило оценить положение атомов хрома в кристаллической решетке и создать реалистичную структуру поверхности наночастиц для последующего анализа процессов формирования гранул и изучения механизмов сорбции.

Для создания композитных гранул использовались образцы синтезированных наночастиц бёмита, различающиеся по своей морфологии – в форме пластин и стержней. Они выступили в роли наполнителей для гидрогелевой матрицы. В качестве основы матрицы был выбран природный биополимер – альгинат натрия, известный своей способностью к гелеобразованию в присутствии двухвалентных ионов, биосовместимостью и нетоксичностью. Были приготовлены две серии композитных гранул: с добавлением органических модификаторов (для изучения влияния на сорбционные и транспортные свойства) и без них. Характеризация полученных гибридных материалов проводилась комплексно: термогравиметрический анализ и дифференциальная сканирующая калориметрия использовались для оценки термической стабильности и определения содержания органических и неорганических компонентов в гранулах. Метод инфракрасной спектроскопии с нарушенным полным внутренним отражением позволял идентифицировать химические связи на поверхности и в объеме гидрогеля. Для оценки степени набухания и стабильности размеров гранул проводились взвешивание и макроскопическая съемка как свежеполученных гидратированных («мокрых»), так и высушенных гранул с использованием оптического микроскопа и камеры смартфона с последующей компьютерной обработкой изображений и анализом размеров. Для углубленного понимания процессов на молекулярном уровне была изучена зависимость набухания гранул от их состава посредством компьютерного моделирования – квантово-химических расчетов и методов молекулярной динамики, что позволило оценить энергию взаимодействия полимерных цепей и наночастиц, а также коэффициентов диффузии компонентов реакционной среды.

В ходе экспериментальных исследований была убедительно показана принципиальная возможность и высокая эффективность применения полученных композитных сорбентов на основе гидрогелевых гранул, содержащих наночастицы допированного бёмита, для решения задачи удаления нежелательных ионов металлов из жидких сред. Было продемонстрировано, что предложенный подход успешно нивелирует основной недостаток наносорбентов – проблема их отделения от раствора решается простым удалением гранул. Этот практико-значимый результат открывает перспективы для масштабирования данной технологии в условиях реального пищевого производства.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 25-23-00963. Работа выполнена с использованием оборудования Научного парка СПбГУ, в том числе ресурсных центров «Оптические и лазерные методы исследования вещества», «Методы анализа состава вещества», «Диагностика функциональных материалов для медицины, фармакологии и нанoeлектроники», «Инновационные технологии композитных наноматериалов», «Наноконструирование фотоактивных материалов», «Физические методы исследования поверхности», «Магнитно-резонансные методы исследования», «Рентгенодифракционные методы исследования», «Нанотехнологии», «Вычислительный центр».

ПРОЦЕССЫ ПЕРЕПОЛЯРИЗАЦИИ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПЛЕНКАХ С ГРАДИЕНТОМ СОСТАВА НА ОСНОВЕ ТИТАНАТА БАРИЯ

Шут В.Н.¹, Кашевич И.Ф.^{2*}, Сипаков И.Е.²

¹Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь,

²Витебский государственный университет имени П.М. Машерова, Витебск, Беларусь

kashevich@tut.by

Композиционно-градиентные сегнетоэлектрики уже более двух десятилетий привлекают значительное внимание благодаря своему уникальному поведению и свойствам. В таких структурах химический состав плавно (или квазинепрерывно) изменяется по толщине образца. Такое непрерывное или ступенчатое изменение концентрации компонентов приводит к изменению физических свойств, а именно - температуры Кюри T_c , параметра решетки, спонтанной поляризации P_s . В отличие от однородных сегнетоэлектриков, которые характеризуются симметричной петлей гистерезиса относительно осей поляризации и приложенного поля, градиентные сегнетоэлектрические материалы демонстрируют заметное смещение петли гистерезиса вдоль оси поляризации с сопутствующим смещением заряда [1–3]. В дополнение к смещению поляризации, градиентные сегнетоэлектрики также обладают гигантским эффективным пьезоэлектрическим откликом и имеют слабую температурную зависимость диэлектрического поведения. Все это позволяет преодолеть ряд ограничений, которые имеют традиционные однородные сегнетоэлектрики, такие как узкий температурный диапазон работы, высокая диэлектрическая нелинейность и проблемы с надежностью. Предполагается, что градиент поляризации может быть выбран в качестве параметра проектирования для достижения желаемых диэлектрических свойств в градиентных сегнетоэлектриках.

Ключевым эффектом, определяющим процессы поляризации в градиентных структурах, является возникновение макроскопического внутреннего электрического поля E_{int} . Оно обусловлено градиентом спонтанной поляризации ∇P_s . Согласно уравнениям электростатики, пространственное изменение вектора поляризации приводит к появлению связанного заряда, который в одномерном случае (по толщине пленки z) равен:

$$\rho_{bound} = -\frac{dP_s(z)}{dz}.$$

Этот объемный заряд не может быть полностью экранирован свободными носителями в диэлектрике, что приводит к возникновению деполяризующего поля, которое в градиентных структурах играет роль смещающего внутреннего поля. Направление E_{int} зависит от знака градиента концентрации.

В теоретических исследованиях, выполненных в рамках феноменологического подхода, различие между функцией свободной энергии неоднородного сегнетоэлектрика $F(P)$ и стандартной функцией Ландау–Гинзбурга $F_L(P)$ обусловлено пространственной зависимостью термодинамических коэффициентов и учетом градиентного члена $\sim (dP/dz)^2$ [1]. Было получено простое выражение для «встроенного» заряда, проявляющегося в сдвиге петли гистерезиса вдоль оси поляризации:

$$\Delta Q = \frac{k}{L} \int_0^L z \frac{dP_s}{dz} dz, \quad (1)$$

где $k = C_Q/C_F$, C_F – емкость сегнетоэлектрика, C_Q – эталонная емкость в схеме Сойера–Тауэра, L – толщина сегнетоэлектрика.

В альтернативном подходе, развитом М. Marvan и J. Fousek [2], обосновывается необходимость учета в разложении свободной энергии добавочного члена $\Delta F = -\gamma \text{grad}c$, обусловленного изменением химического состава $c(z)$. Введение такого члена эквивалентно наличию в системе эффективного «градиентного» электрического

поля $E_{эф} = \gamma grad c$, обеспечивающего ориентацию спонтанной поляризации и появление индуцированной поляризации $P_i = \epsilon_0 \epsilon \gamma grad c$.

При разумных допущениях было установлено, что величина смещения центра петли гистерезиса пропорциональна градиенту состава в образце:

$$\Delta Q = f(P_s, E_0, T) \gamma grad c. \quad (2)$$

Отметим, что в указанных работах отсутствует последовательный анализ влияния размеров структур (толщины) на величину ΔQ . В то же время функциональная зависимость величины ΔQ от толщины градиентных структур, в рамках различных подходов, существенно отличается. Как следует из (1), при фиксированной разности концентрации Δc (и, соответственно, $\Delta P(c)$) на границах пленки величина $\Delta Q \sim L$, т.е. увеличивается с ростом ее толщины. В то же время согласно (2) величина поляризационного сдвига определяется значением $grad c$, в этом случае (при $\Delta c = const$) $\Delta Q \sim 1/L$, т.е. эффект будет значителен только в тонкопленочных градиентных сегнетоэлектриках. В рамках электродинамического подхода оценить влияние размерных факторов на процессы поляризации градиентных структур затруднительно.

Проведенный анализ теоретических работ и экспериментальных данных показал, что в отличие от тонкопленочных градиентных структур, где часто экспериментально наблюдается сдвиг петель диэлектрического гистерезиса, в объёмных (толстопленочных) образцах такой сдвиг может отсутствовать. Однако сдвиг в тонкопленочных градиентных образцах, размеры которых составляли несколько микрон может быть обусловлен и другими сопутствующими артефактами. Это различие подчёркивает необходимость в модели, которая способна описать динамику поляризации именно в массивных структурах, где ключевую роль играют внутренние поля, возникающие из-за градиента состава, и междоменные взаимодействия.

Поэтому представляет интерес проведения численного моделирования на основе уравнения Ландау — Халатникова адаптированного для описания материала с пространственно-изменяющимся составом для исследования поляризационных характеристик неоднородных сегнетоэлектриков с градиентом состава и сравнения результатов с экспериментальными данными в тонкопленочных и толстопленочных образцах.

Моделирование проводилось для образца, соответствующего титанату бария ($BaTiO_3$) с линейным градиентом состава твёрдого раствора $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$ от $x = 0$ до $x = 0.3$. Значение коэффициента Ландау $\alpha = -1 \times 10^7$ Дж·м/Кл² обусловлено необходимостью устойчивости сегнетоэлектрической фазы ниже температуры Кюри (около 393 К), что типично для $BaTiO_3$ у фазового перехода. Кубический коэффициент $\beta = 2 \times 10^8$ Дж·м⁵/Кл⁴ выбран для обеспечения нелинейности свободной энергии и стабильности поляризации, что согласуется с наблюдаемыми гистерезисными петлями. Градиентный коэффициент $\gamma_{grad} = 1 \times 10^{-7}$ Дж·м³/Кл² отражает энергию неоднородности поляризации в тонких пленках толщиной около 1 мкм. Внутреннее поле $\Delta E_c = 2 \times 10^6$ В/м учитывает смещение петли гистерезиса из-за градиента стронция, подтвержденное экспериментами с $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$. Кинетический коэффициент $\eta = 0.8$ подобран для численной устойчивости. Профиль состава ($x_0 = 0.0$, $x_1 = 0.3$), толщина (1×10^{-6} м) и число слоев ($n_{layers} = 50$) соответствуют реальным градиентным структурам. Шаг по времени ($dt = 1 \times 10^{-10}$ с) и итерации ($n_t = 300$) обеспечивают точность расчетов. Максимальное поле ($E_{max} = 1 \times 10^7$ В/м) и поляризация ($P_{max} = 0.3$ Кл/м²) взяты из условий экспериментов и известных свойств $BaTiO_3$.

Главная особенность полученных результатов — симметрия петли гистерезиса относительно нуля, что означает отсутствие макроскопического сдвига по осям поля (E) и поляризации (P). Этот результат совпадает с экспериментами для толстых пленок, где влияние асимметричных токов утечки и поверхностных зарядов (вызывающих сдвиг в тонких пленках) сильно мало [4]. Наблюдалась «затянутая» и слегка наклоненная форма петли, что связано из-за усреднения поляризационного отклика слоев с разными свойствами. это размывает процесс переключения в широком диапазоне полей. Эффективные значения коэрцитивного поля $E_c \approx 1.5 \times 10^6$ В/м и

остаточной поляризации $P_r \approx 0.25$ Кл/м² являются усреднёнными характеристиками для всей гетерогенной структуры.

Модель правильно воссоздает ключевые особенности поляризации градиентных сегнетоэлектриков: наличие градиента в толстых образцах сглаживает переключение без обязательного появления униполярности.

Чтобы показать гибкость и физическую достоверность модели, сделаем два дополнительных расчёта, изменив параметры, которые отвечают за силу градиента и динамику переключения. На рисунке 1 (а) показан результат при увеличении параметра ΔE_c с 2×10^6 В/м до 5×10^6 В/м, остальные параметры оставим по умолчанию. А на рисунке 1 (б) — результат при уменьшении коэффициента вязкости η с 0.8 до 0.2, остальные параметры также по умолчанию. При увеличении ΔE_c с 2×10^6 до 5×10^6 В/м петля гистерезиса смещается вправо на 3×10^6 В/м, что указывает на рост внутреннего поля. Коэрцитивное поле увеличивается, усложняя переключение поляризации в положительном направлении. Форма петли сохраняется, но становится асимметричной относительно $E = 0$. Это поведение полностью соответствует физике градиентных сегнетоэлектриков и подтверждает точность модели.

При снижении η с 0.8 до 0.2 петля гистерезиса сужается, а коэрцитивное поле уменьшается на 20-30% (примерно с 2.5×10^6 до 1.8×10^6 В/м). Остаточная поляризация падает на 15-25% (связано с меньшей диссипацией энергии). Форма петли становится более симметричной и узкой.

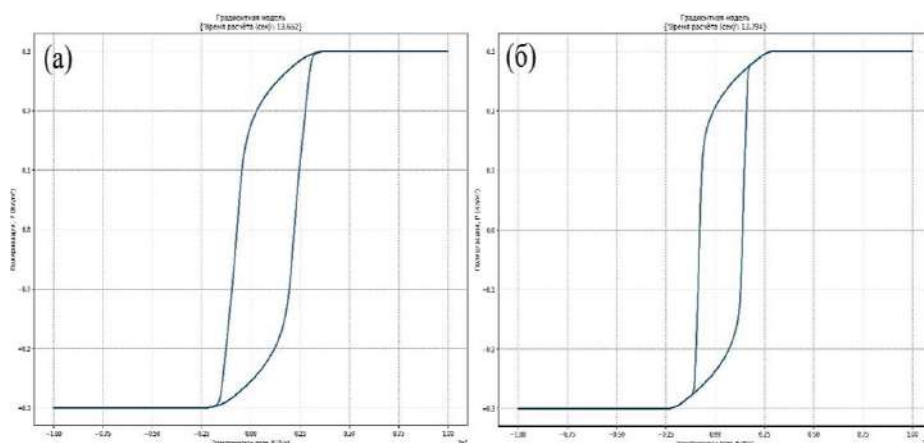


Рисунок 1 – Графики петли гистерезиса при $\Delta E_c = 5 \times 10^6$ В/м (а) и при $\eta = 0.2$ (б)

Разработанная численная модель на основе модифицированного уравнения Ландау — Халатникова доказала свою эффективность для описания динамики реполяризации неоднородных сегнетоэлектриков типа $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$. Моделирование подтвердило, что в массивных градиентных структурах, в отличие от тонкопленочных, формируется симметричная, но «затянутая» петля гистерезиса, что обусловлено усреднением отклика слоев с различными свойствами. В ходе параметрического анализа установлено, что увеличение внутреннего поля приводит к сдвигу петли и возникновению асимметрии, тогда как уменьшение коэффициента вязкости способствует сужению петли и снижению коэрцитивного поля. Полученные результаты позволяют использовать данную модель для прогнозирования функциональных характеристик градиентных материалов.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Mantese, J.V. Graded Ferroelectrics, Transpacitors and Transponents / J.V. Mantese, S.P. Alpay. – Springer, New York, 2005. – 153 p.
2. Marvan, P. Chvosta, J. Fousek // Appl. Phys. Lett. – 2005. – Vol. 86. – P. 221922–221924
3. M.Y. El-Naggar, K. Dayal, D.G. Goodwin, K. Bhattacharya // J. Appl. Phys. – 2006. – Vol. 100. – P. 114115–114120.
4. В. Н. Шут, И. Ф. Кашевич, И. Е. Сипаков // Веснік Віцебскага дзяржаўнага ўніверсітэта імя П. М. Машэрава. – 2025. – № 3. – С. 18–28.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ И ДЕФЕКТНОСТЬ ТИТАН-ОКСИДНЫХ СЛОЕВ НА АЛЮМИНИИ

**Желудкевич А.Л.¹, Минчукова О.Ф.¹, Карпушенков С.А.^{1,2}, Ларин А.О.^{1*},
Карпушенкова Л.С.^{1,3}**

¹ГО «Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь

²Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

³Белорусский государственный медицинский университет, Минск, Беларусь
*larin@physics.by

Плазменно-электрохимический синтез на поверхности алюминия титан-оксидных слоев с контролируемым распределением пор и морфологией может послужить основой для получения оксидных структур, необходимых при создании новых процессоров в микроэлектронике, фотокаталических приложений и т.п. [1]. Из оксидов титана устойчивое состояние характерно только для TiO , Ti_2O_3 и TiO_2 , из которых наиболее известен TiO_2 . Однако в последнее время исследователи проявляют значительный интерес к трехвалентному оксиду титана Ti_2O_3 , который может проявлять сильное и широкое поглощение света благодаря сверхузкой ширине запрещенной зоны (около 0,1 эВ), что особенно важно для процессов фототермических преобразований [2]. Таким образом, структуры из смеси оксидов титана могут значительно расширить области практического применения титан-оксидных покрытий. С целью расширения практического применения титан-оксидных структур их получают на подложках материалов, широко распространенных в промышленности, например, на поверхности алюминия. Алюминий благодаря своей легкости и технологичности обработки, является технологически привлекательным и экономически эффективным конструкционным материалом [3].

Метод плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО) позволяет получать оксидные функциональные слои на поверхности легких металлов (Mg, Al и др.) при высоких напряжениях оксидирования (300-600 В) [1,3]. При этом метод ПЭО является экологически чистой технологией инженерии поверхности с возможностью включения в состав формируемых композитных покрытий функциональных компонентов из объема водного электролита.

В данной работе изучено влияние режимов ПЭО оксидирования на морфологию и дефектность формируемых на поверхности технически чистого алюминия титан-оксидных покрытий в водном растворе диоксалатотитаната калия.

Титан-оксидные покрытия в условиях ПЭО обработки получали на поверхности алюминиевых пластин (99,9 %) размером 20x25x1 мм (аноды). В качестве катода использовалась пластина из титанового сплава (BT-1.0). Электроды погружали в электрохимическую ячейку (объем 1 л), содержащую водный раствор 0,01 М диоксалатотитаната калия, и подключали к лабораторному источнику питания постоянного тока EA - PSI 9750 - 12 2U (Germany) с использованием импульсного режима. Максимальное напряжение в процессе ПЭО обработки не превышало 550 В, а плотность тока варьировали от 100 до 200 mA/cm^2 . Режимы ПЭО оксидирования определяли путем варьирования времени ПЭО обработки, величины установленного напряжения оксидирования и плотности тока.

Варьируя плотность тока в процессе ПЭО обработки было установлено, что при величине 100 mA/cm^2 во всех режимах ПЭО обработки формировались покрытия, имеющие однородную структуру по всей поверхности алюминиевого образца без визуально видимых дефектов. Далее синтез композитных покрытий осуществляли в условиях варьирования значений напряжения ПЭО обработки, что позволило выделить четыре режима оксидирования (рис. 1): обычное анодирование (Стадия I, искры не наблюдаются); мелкое или «мягкое» искрение (Стадия II); микроразряды совместно с мелкими искрами (Стадия III) и укрупненные микроразряды совместно с долгогорящими микродугами (Стадия IV).

На рисунке 1 прослеживается эволюция искровых разрядов как по размеру, так и по интенсивности их горения. При напряжениях ниже 490 В (Стадия II)

формировались покрытия серого цвета, которые, состояли из смеси рентгеноаморфных оксидов алюминия и диоксида титана. При увеличении напряжения до 510 В в формируемых покрытиях появлялись вкрапления темно-синего цвета, которые обусловлены наличием трехвалентного оксида титана (Ti_2O_3), а при напряжении 530-550 В уже по всей поверхности формируются однородные покрытия темно-синего цвета (рис. 1). Отмечено, что при величине напряжения 550 В и выше на поверхности покрытий даже визуально уже видны дефекты, обусловленные развитием микродуговых разрядов.

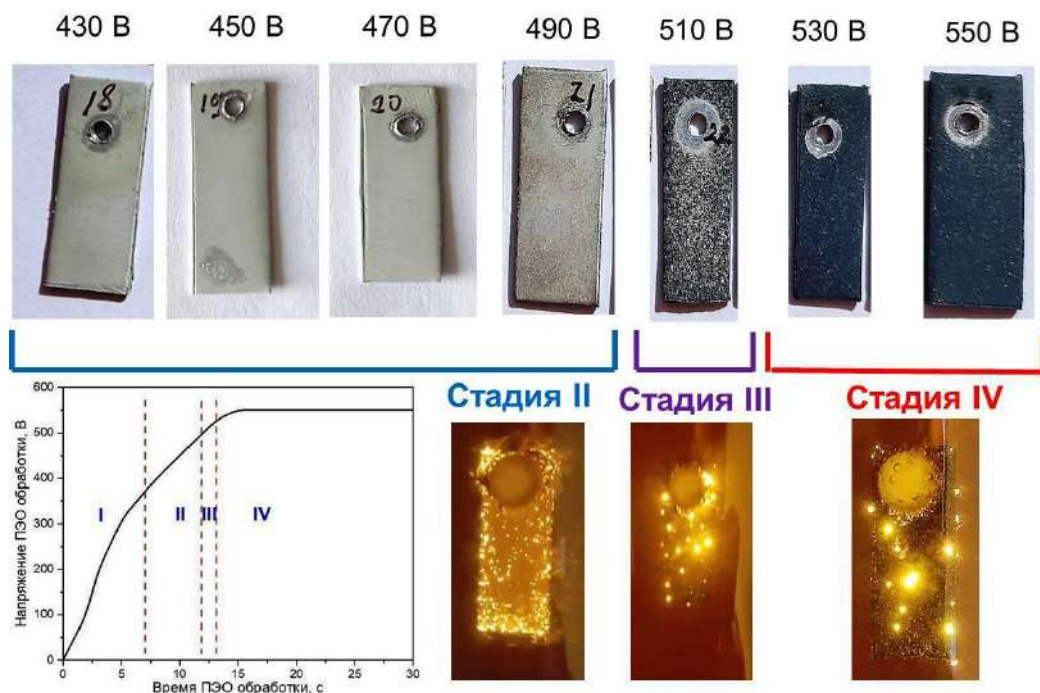


Рисунок 1 – Вид покрытий и искровых разрядов в зависимости от напряжения ПЭО обработки в течение 5 мин и график изменения напряжения ПЭО обработки от времени

Крупные искровые разряды способствуют формированию кристаллических фаз в покрытиях, что подтвердилось наличием мелкокристаллических фаз TiO_2 (рутил и анатаз), трехвалентного оксида титана Ti_2O_3 (III) и смешанного оксида $TiAl_2O_5$ для покрытий, полученных при напряжении 530 В (Стадия IV). Рамановская спектроскопия также подтвердила наличие в сине-фиолетовых покрытиях (530 В) соединений из диоксида титана, оксида алюминия, а также оксида титана Ti_2O_3 (III), который и придает покрытию сине-фиолетовый цвет. При этом в покрытиях полученных при 510 В (Стадия III), интенсивность пика Ti_2O_3 была значительно ниже.

На рисунке 2 представлен вид морфологии поверхности титан-оксидных покрытий на алюминии в зависимости от режима ПЭО обработки. Внешний вид всех покрытий (особенно хорошо видно при увеличении 5000х) указывает, что они обладают характерным микрорельефом, обусловленным оплавленными образованиями и пористостью. Местами наблюдаются небольшие микротрещины, являющиеся результатом резких перепадов температур во время ПЭО обработки посредством возникновения и затухания искровых разрядов. В зависимости от режима ПЭО процесса, т.е. интенсивности и размера искровых разрядов изменяется и морфология поверхности. Особенно развитый микрорельеф и трещины наблюдаются для образцов, полученных при 510 и 530 В, когда наблюдаются режимы крупных искровых разрядов (Стадия III) и микродуг (Стадия IV). Также с ростом напряжения ПЭО увеличивается размер пор (до 5 мкм), что коррелирует с размером искровых разрядов, возникающих во время ПЭО обработки. При переходе от стадии III к IV значительно уменьшается количество мелких искровых разрядов (а соответственно и мелких пор в покрытии до 1 мкм), а оставшиеся крупные искровые микроразряды способствуют лучшему оплавлению расплавленной массы в местах разрядов, более медленному локальному охлаждению из-за большей области расплавления, что

способствует уменьшению количества микротрещин (рис. 2г,е). При этом рельеф композитного покрытия становится более объемным (рис. 2е), что определяет большую удельную площадь поверхностного слоя, имеющее важное значение в каталитических приложениях.

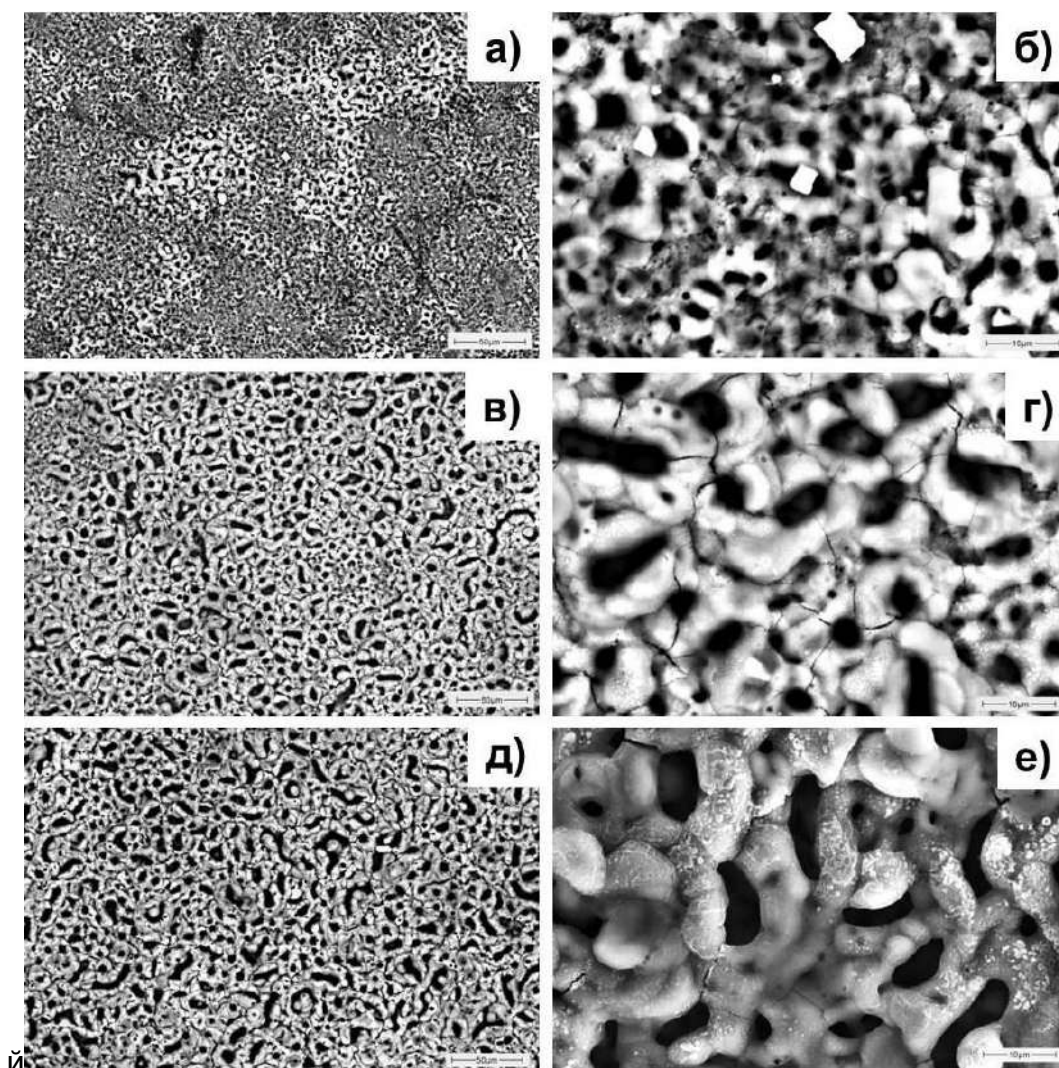


Рисунок 2 – Вид морфологии поверхности титан-оксидных покрытий на алюминии, полученных при 490 (а,б), 510 (в,г) и 530 (д,е) В в течение 5 мин ПЭО обработки (а, в, д - увеличение 1000х; б, г, е – увеличение 5000х)

Таким образом, показано, что в режиме крупных микроразрядов (Стадии III и IV) формируются титан-оксидные покрытия с развитым микрорельефом поверхности и пористостью. При этом установлено, что в начале режима только крупных искровых разрядов и единичных микродуг (Стадия IV) при напряжении 530 В условия ПЭО обработки способствуют уменьшению микротрещин и увеличению содержания трехвалентного оксида титана (Ti_2O_3) в формируемом покрытии, который способствует проявлению лучшей каталитической активности.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта БРФФИ № T25MЭ-013.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. S. Ignjatović, C. Blawert, M. Serdechnova et al. // Appl. Surf. Sci. 2021. V. 544. #148875.
2. J. Wang, Y. Li, L. Deng et al. // Adv. Mater. 2017. V. 29. #1603730.
3. L. Ropyak, T. Shihab, A. Velychkovych et al. // Ceramics. 2023. V. 6. N 1. P. 146-167.

**ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЦИНКА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА
МИКРОСТРУКТУРУ И КИНЕТИКУ КОРРОЗИИ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ
СПЛАВОВ Mg-xZn-0.1Ca**

Мерсон Е.Д.*, Полуянов В.А., Мягих П.Н., Мерсон Д.Л.

*Институт прогрессивных технологий, Тольяттинский государственный
университет, Тольятти, Россия*

**mersoned@gmail.com*

Будучи на 30% легче алюминия, магний обладает исключительной удельной прочностью и поэтому востребован в аэрокосмической и автомобильной отраслях промышленности. В то же время полная биосовместимость и способность растворяться в организме человека делают магниевые сплавы идеальными кандидатами для производства биорезорбируемых имплантатов. Для таких медицинских конструкций контролируемая резорбция имеет ключевое значение: конструкция должна сохранять механическую прочность на ранних стадиях заживления тканей, а затем постепенно передавать нагрузку по мере регенерации костной ткани. Поэтому поддержание низкой скорости резорбции в течение первых нескольких недель после имплантации особенно важно. Однако высокая электрохимическая активность магния приводит к его быстрой и локализованной коррозии в физиологических средах [2]. Более того, чистый магний не обладает достаточной прочностью и пластичностью, в связи с чем его необходимо легировать. Большинство легирующих элементов повышают прочность, но, как правило, ухудшают коррозионную стойкость [3], что вызывает необходимость тщательного подбора химического состава для достижения требуемого баланса прочности, пластичности, коррозионной стойкости и биосовместимости. Биорезорбируемые сплавы системы Mg-Zn-Ca являются одними из наиболее перспективных, благодаря тому, что в их составе присутствуют только естественные для человеческого организма элементы [4]. Однако вопрос об оптимальном содержании Zn и Ca в этих сплавах, а также их распределении между твердым раствором и частицами вторых фаз остается открытым. Целью настоящего исследования было установить влияние содержания Zn и его распределения в микроструктуре сплавов Mg-xZn-0.1Ca на кинетику их коррозии и общую коррозионную стойкость в имитированных физиологических условиях.

Для данного исследования путем литья в стальной кокиль было изготовлено пять сплавов состава Mg-xZn-0,1%Ca с разным содержанием Zn $x=0,5, 0,8, 2, 4,2$ и $7,6$ вес. %. Полученные слитки были подвергнуты термообработке по двум режимам: 1) $300\text{ }^{\circ}\text{C} / 12\text{ ч.} + 430\text{ }^{\circ}\text{C} / 24\text{ ч.}$ с охлаждением в подогретую воду (ТО1), 2) $300\text{ }^{\circ}\text{C} / 48\text{ ч.}$ с охлаждением вентилятором на воздухе комнатной температуры (ТО2). Из термообработанных слитков были изготовлены образцы в виде цилиндров $6\varnothing \times 23\text{ мм}$ для коррозионных испытаний, которые проводили в водном растворе $0,9\%$ NaCl, при температуре $37 \pm 0,5\text{ }^{\circ}\text{C}$ и постоянном уровне pH $7,4 \pm 0,1$. В процессе испытания образцы находились внутри перевернутой бюретки, заполненной коррозионным раствором, для сбора водорода, выделяющегося в процессе коррозии пропорционально количеству растворенного магния. Время испытания составляло 168 ч. После завершения испытания образцы извлекали из коррозионного раствора, удаляли с них продукты коррозии путем окунания в водный раствор 20% $\text{CrO}_3 + 1\%$ AgNO_3 (ГОСТ Р 9.907-2007) на 1-3 мин с ультразвуком, промывали спиртом и сушили сжатым воздухом. Скорость коррозии определяли двумя способами по потере веса образца (P_W) и по объему выделившегося водорода (P_H) по формуле (1).

$$P = \frac{\Delta m}{S \cdot t \cdot \rho} \quad (1)$$

где S площадь поверхности образца, t время испытания, ρ плотность магния, а Δm потеря массы, которая рассчитывалась по формулам (2) и (3) для P_W и P_H , соответственно.

$$\Delta m_W = m_1 - m_2 \quad (2)$$

где m_1 and m_2 масса образца до и после испытания, соответственно.

$$\Delta m_H = \frac{V \cdot P \cdot M}{R \cdot T} \quad (3)$$

где V объем выделившегося водорода, P атмосферное давление, M молярная масса магния, R универсальная газовая постоянная, T абсолютная температура.

Микроструктура сплавов и поверхность образцов после коррозионных испытаний исследовали при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) SIGMA, Zeiss, оснащенного приставкой для энергодисперсионного анализа (EDX).

В результате проведенных исследований установлено, что микроструктура всех сплавов состоит из крупных зерен α -Mg, средний диаметр которых немного растет (от 300 до 380-430 мкм) при увеличении содержания Zn от 0,5 до 0,8%, а при дальнейшем увеличении содержания Zn до 7,6% постепенно уменьшается до 280 мкм. При этом размер зерна был незначительно выше для сплавов после ТО2, чем после ТО1. Содержание Zn в твердом растворе, определенное при помощи EDX, росло с увеличением полного его содержания в сплаве (рис. 1а) и было существенно выше в слитках, закаленных в воду с высокой температуры (ТО1). Аналогичным образом вел себя и микротвердость сплавов: она росла вместе с концентрацией Zn в сплавах и была выше у сплавов после ТО1 (рис. 1б), подтверждая, таким образом, результаты EDX анализа. С увеличением содержания Zn в сплавах увеличивалась объемная доля вторичной эвтектической фазы (рис. 1в), представленной светлыми интерметаллидными частицами типа $Mg_xZn_yCa_z$ с темными вкраплениями α -Mg. В сплавах после ТО1 с содержанием Zn от 0,5 до 2% данные частицы отсутствовали, а при 4,2 и 7,6% Zn их было существенно меньше, чем в сплавах после ТО2 с таким же содержанием Zn. При этом в сплавах после ТО2 частицы наблюдались при всех исследованных содержаниях Zn.

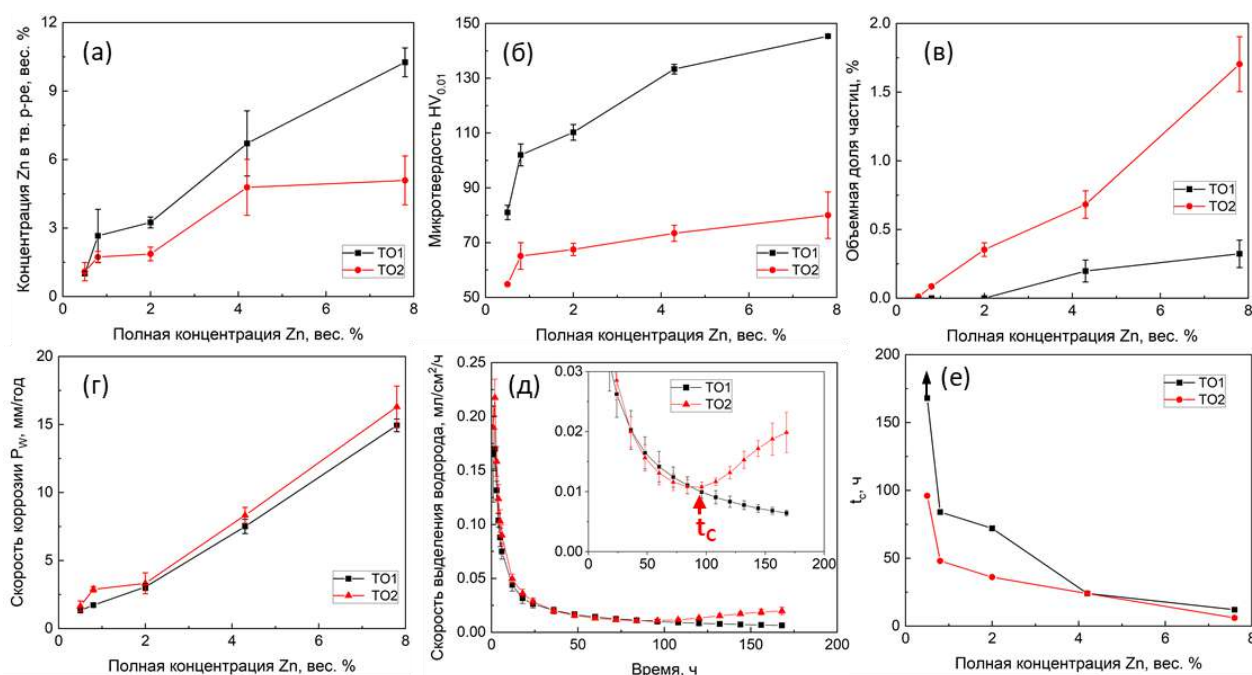


Рисунок 1 – Влияние полного содержания Zn и термообработки в сплавах Mg-xZn-0,1%Ca на: концентрацию Zn в твердом растворе – (а), микротвердость – (б), объемную долю интерметаллидных частиц – (в), скорость коррозии P_W – (г) и время до начала питтинговой коррозии t_C – (е), которое соответствует минимуму скорости накопления водорода на кинетических водородных кривых, показанных на рисунке (д) для сплава с 0,5% Zn

Коррозионные испытания показали, что скорость коррозии сплавов, определенная как по гравиметрии, так и по водороду, росла с увеличением содержания Zn и была немного выше для сплавов после ТО2 (рис. 1г). Для всех сплавов после ТО2 и всех сплавов после ТО1, кроме сплава с содержанием Zn 0,5%, на диаграммах изменения скорости накопления водорода (т.е. скорости коррозии) наблюдалось две характерных стадии (рис. 1д): I) быстрое снижение скорости коррозии сразу после начала испытания до минимума при времени t_c , II) ускоряющийся рост скорости коррозии после достижения t_c вплоть до завершения испытания. У сплава после ТО1 с содержанием Zn 0,5% наблюдалась только первая стадия, что по-видимому связано с тем, что t_c в данном случае было выше, чем время испытания. Было установлено, что время t_c резко уменьшалось с ростом содержания Zn и было существенно меньше после ТО2, чем после ТО1 (рис. 1е).

Последующий микроскопический анализ поверхности образцов после коррозионных испытаний и удаления продуктов коррозии показал, что на поверхности всех образцов кроме закаленного сплава с содержанием Zn 0,5% присутствуют глубокие коррозионные язвы (питтинги), количество которых было тем больше, чем выше было содержание Zn в сплаве. Кроме того, при одинаковом содержании Zn количество язв у сплавов после ТО2 было больше, чем у сплавов после ТО1.

На основании полученных результатов были сделаны следующие выводы:

1. Коррозия сплавов Mg-xZn-0,1%Ca протекает в две стадии: (I) инкубационный период, в течение которого происходит преимущественно равномерное растворение металла с постепенной пассивацией поверхности, приводящей к снижению скорости коррозии до достижения времени t_c , соответствующего активации стадии (II) питтинговой коррозии, сопровождающейся образованием язв, ускоренными выделением водорода и растворением металла.

2. Увеличение содержания Zn с 0,5 до 7,6% в сплавах Mg-xZn-0,1%Ca приводит к росту концентрации Zn в твердом растворе и объемной доли интерметаллидов типа $Mg_xZn_yCa_z$, что снижает коррозионную стойкость сплавов, увеличивает их склонность к локализованной питтинговой коррозии и уменьшает время до начала питтинговой коррозии.

3. Растворение интерметаллидных частиц и перевод Zn в твердый раствор увеличивает коррозионную стойкость сплавов Mg-xZn-0,1%Ca, уменьшает их склонность к питтинговой коррозии и увеличивает время до начала питтинговой коррозии t_c .

Исследование проведено при финансовой поддержке государственного задания FEMR-2024-0002.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Aikin M. et al. Recent advances in biodegradable magnesium alloys for medical implants: evolution, innovations, and clinical translation // Crystals. 2025. Vol. 15, № 8. pp. 1–35.
2. Song G.-L., Atrens A. Recently deepened insights regarding Mg corrosion and advanced engineering applications of Mg alloys // J. Magnes. Alloys. 2023. Vol. 11, № 11. pp. 3948–3991.
3. Atrens A. et al. Review of Mg alloy corrosion rates // J. Magnes. Alloys. 2020. Vol. 8, № 4. P. 989–998.
4. Vinogradov A. et al. Attaining high functional performance in biodegradable Mg-alloys: an overview of challenges and prospects for the Mg-Zn-Ca system // Materials (Basel). 2023. Vol. 16, № 3. 1324.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Zr-Y

Золотуев К.В., Кравцова М.В., Цаплева А.С., Мальченков А.В., Савельев И.И.
АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических
материалов им. ак. А.А.Бочвара» (АО «ВНИИНМ»), Москва, Россия
kvzoloduev@bochvar.ru

Нанесение покрытий на лопатки газотурбинных двигателей и энергетических установок с использованием сплавов системы Zr-Y остаётся развивающимся направлением. Плоские и трубные мишени из сплавов этой системы применяют для нанесения буферных слоёв на основе ZrO_2 , стабилизированных Y_2O_3 , при производстве высокотемпературных сверхпроводников второго поколения. В связи с этим исследование сплавов системы Zr-Y сохраняет свою актуальность.

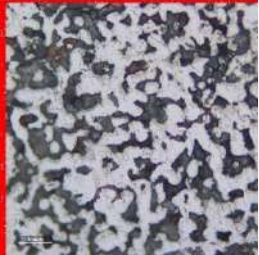
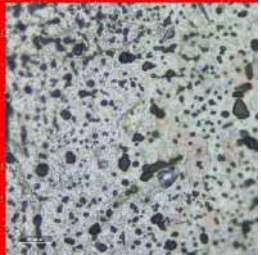
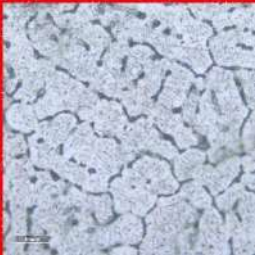
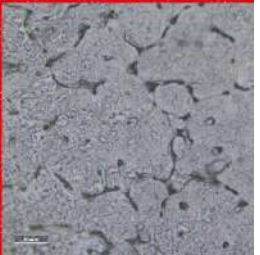
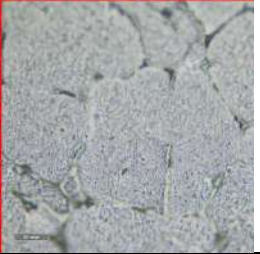
Диаграмма состояния сплавов Z-Y является системой эвтектического типа, соединения отсутствуют. Характерную литую структуру сплава можно описать как равноосную с долей дендритной ликвации. Тело зерна по химическому составу - Zr, а по границам располагается эвтектика (Zr + Y) [1, 2].

В АО «ВНИИНМ» слитки сплава получают несколькими способами: вакуумно-дуговой гарнисажной плавкой с нерасходуемым электродом (ВДГПНЭ), вакуумной дуговой плавкой (ВДП) и дуплекс-процессом ВДГПНЭ + ВДП[2]. Известно, что для изготовления пластин или труб желательно использовать как можно более однородный по химическому составу и микроструктуре исходный слиток. Однородность слитков оценивали на металлографических шлифах с помощью рентгенофлуоресцентного анализа и измерения твердости по Бринеллю.

Целью данного исследования было определение закономерности изменения твердости и микроструктуры сплавов, полученных методами ВДГПНЭ и ВДГПНЭ + ВДП, после различных режимов термообработки.

Для исследования влияния термообработки на структуру и механические свойства сплава проводили отжиг образцов при температурах 980 и 1080°C в течение 1ч и 10ч.

Таблица 1 – Микроструктуры образцов после термической обработки при увеличении x500.

	T = 980°C, t = 1 ч.	T = 980°C, t = 10 ч.	T = 1080°C, t = 1 ч.	T = 1080°C, t = 10 ч.
ВДГПНЭ				
ВДГПНЭ + ВДП				

Анализ микроструктуры сплава после термообработки (Таблица 1) позволяет проследить этапы изменения морфологии зерна, а также распределения Zr-Y фазы, находившейся по границам зёрен. Твердость по Бринеллю после термообработок снижается от 172 до 132 ед.

Таким образом, рекомендуется проводить термообработку слитков, полученных двумя исследованными способами плавки, при температуре 980 °C

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Золотуев, К. В. Исследование сплавов Zr-Y, полученных различными методами / К. В. Золотуев, М. В. Кравцова, А. С. Цаплева // Новые материалы: Перспективные технологии и методы исследования материалов : Сборник тезисов докладов 23-й Международной школы-конференции для молодых ученых и специалистов имени профессора Б.А. Калина, Москва, 21–23 октября 2025 года. – Москва: Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, 2025. – С. 227-228. – EDN MOCUAC.
2. Кравцова, М. В. Методы плавки и особенности структуры сплава Zr-Y / М. В. Кравцова, А. С. Цаплева // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы. – 2025. – № 4(130). – С. 43-49. – EDN OJDDFI.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Костюкевич П.А, Кузей А.М.

Государственное научное учреждение «Физико-технический институт
Национальной академии наук Беларуси», Минск, Беларусь
kostykevichP@yandex.ru

Термореактивные полимеры широко применяются в инструментальной промышленности при производстве алмазно-абразивного инструмента [1]. Использование полимеров позволяет создавать инструмент с постоянными значениями режущей способности, позволяющими избежать «засаливания» рабочего слоя при алмазно-абразивной обработке [1]. Недостатками полимеров являются их низкие физико-механические характеристики, обуславливающие низкую прочность закрепления алмазных зёрен связующим на их основе и быстрое его изнашивание в условиях контактного взаимодействия с поверхностью обрабатываемой заготовки, что ухудшает технико-экономические показатели алмазно-абразивной обработки [2]. Повышения физико-механических характеристик композиционных материалов достигается изменением их состава и структуры. Примером могут служить структуры, образующиеся в алюминиевых сплавах (Al–Cu; Al–Zn; Al–Ag и др.) в процессе старения: распад пересыщенного твёрдого раствора с образованием ультрадисперсных частиц (зон Гинье-Престона) [3].

В работе методами сканирующей электронной микроскопии, измерения предела прочности при сжатии, твёрдости по Роквеллу исследованы структуры, физико-механические характеристики композиционных материалов системы фенолформальдегидная смола – диоксид кремния, фенолформальдегидная смола – диоксид кремния – карбид кремния.

Объектами исследования являются композиционные материалы (КМ) системы связующее – наполнитель. В качестве связующего использовали фенолформальдегидную смолу марки СФП-012А; наполнителей: ультрадисперсный диоксид кремния с удельной поверхностью $300 \pm 30 \text{ м}^2/\text{г}$; карбид кремния зернистостью 10/7 мкм. Концентрация диоксида кремния в КМ составляла 5, 10, 30 об. %; карбида кремния – 5 об. %. Прекурсор композиционных материалов получали по технологии жидкофазного совмещения компонентов. Образцы композиционных материалов для исследований цилиндрической формы $20 \times 10 \text{ мм}$ изготавливали методом горячего прессования при давлении 30, 50, 100 МПа, температуре 425 К.

Увеличение давления горячего прессования (30, 50, 100 МПа) при изготовлении образцов из композиционных материалов сопровождается увеличением их твёрдости и предела прочности при сжатии (табл. 1). При увеличении концентрации диоксида кремния (5, 10, 30 об. %) в КМ, вне зависимости от значений давления при горячем прессовании, происходит повышение физико-механических характеристик образцов КМ (табл. 1). Введение 5 об. % карбида кремния в состав КМ с 30 об. % диоксида кремния приводит к увеличению твёрдости и предела прочности при сжатии образцов независимо от значений давления горячего прессования при их изготовлении (табл. 1).

Таблица 1 – Физико-механические характеристики композиционных материалов

Составы КМ	Давление прессования, МПа	Твёрдость, HRB ₁₀₀	σ_B^c , МПа
СФП – (5 об.%) SiO ₂	30	–	129
	50	23	145
	100	29	181
СФП – (10 об.%) SiO ₂	30	21	137
	50	30	150
	100	36	193
СФП – (30 об.%) SiO ₂	30	31	157

СФП – (30 об.%) SiO ₂ – (5 об. %) SiC	50	41	172
	100	46	220
	30	38	220
	50	52	236
	100	60	250

Анализ диаграмм деформирования образцов композиционных материалов с 30 об. % диоксида кремния показывают, что при увеличении давления горячего прессования (30; 50; 100 МПа) компакты выдерживают большую нагрузку (46,98; 53,42; 69,54 кН) до разрушения (рис. 1 а). Такие же закономерности характерны для образцов, содержащих 5; 10 об. % диоксида кремния (табл. 1). Рост скорости деформирования образцов композиционных материалов, изготовленных при давлении прессования 30, 50, 100 МПа, отмечается при достижении нагрузки 29; 50; 60 кН соответственно (рис. 1 а). Увеличение концентрации диоксида кремния в композиционных материалах (5; 10; 30 об. %), изготовленных при давлении горячего прессования 100 МПа, сопровождается увеличением нагрузки (56,7; 60,72; 69,54 кН), выдерживаемой компактными до перехода в стадию необратимой деформации (рис. 1 б, табл. 1). Подобные закономерности отмечаются и при испытании образцов, изготовленных при давлении прессования 30, 50 МПа (табл. 1). Скорость деформирования образцов с 5; 10; 30 об. % возрастает при нагрузке 39; 47; 60 кН соответственно (рис. 1 б). Пороговая величина нагрузки до разрушения компакта КМ с 30 об. % диоксида кремния, 5 об. % карбида кремния (образец 4) составляет 78,02 кН – выше чем у композиционных материалов с 30 об. % диоксида кремния (образец 3), не содержащего карбид кремния; рост скорости деформирования происходит при достижении нагрузки 68 кН (рис. 1 б, табл. 1).

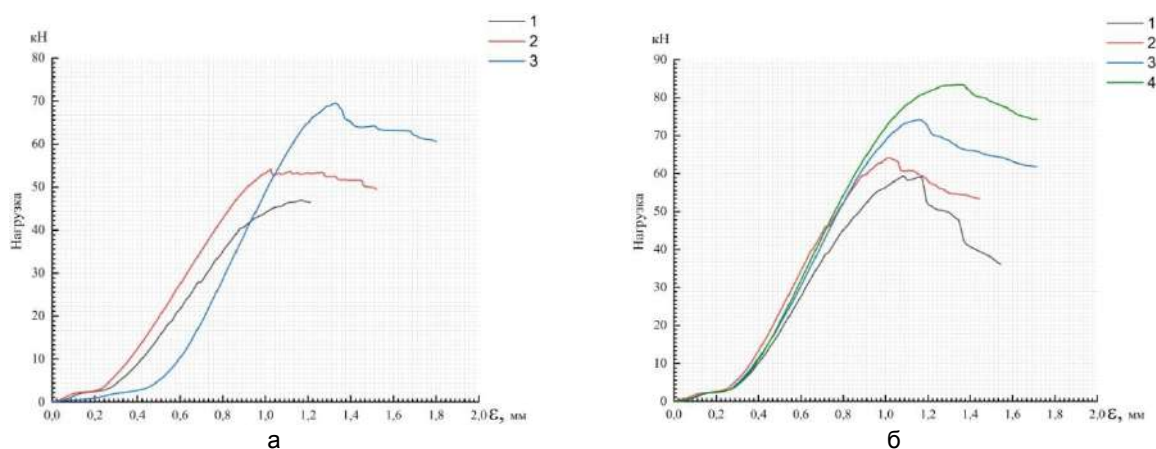


Рисунок 1 – Диаграммы деформирования (сжатия) образцов композиционных материалов: а) СФП-012А – (30 об. %) SiO₂; давление горячего прессования, МПа: 1 – 30; 2 – 50; 3 – 100; б) давление горячего прессования 100 МПа; концентрация SiO₂, об. %: 1 – 5; 2 – 10; 3 – 30; 4 – СФП-012А – (30 об. %)SiO₂ – (5 об. %)SiC

Кривые «напряжение-деформация», описывающие степень деформации образцов композиционных материалов системы фенолформальдегидная смола – диоксид кремния, фенолформальдегидная смола – диоксид кремния – карбид кремния не зависимо от их состава и режимов изготовления (давления горячего прессования), подобны и существенно не отличаются (рис. 1).

Морфологии разрушенных поверхностей композиционных материалов системы фенолформальдегидная смола – диоксид кремния после горячего прессования представляют собой совокупность округлых выступов и впадины между ними (рис. 2). Микроструктура композиционного материала с 10 об. % диоксида кремния, изготовленного при давлении горячего прессования 30 МПа, состоит из округлых частиц диоксида кремния и агломератов из частиц диоксида кремния с прослойками полимера (0,001 – 0,05 мкм), расположенных в полимерной матрице и пор (рис. 2 а). КМ с 10; 30 об. % диоксида кремния, изготовленные при давлении 100 МПа, имеют

такую же микроструктуру, как и у образца композиционного материала с 10 об. % диоксида кремния, изготовленного при 30 МПа, но без наличия в ней пор (рис. 2 б, в).

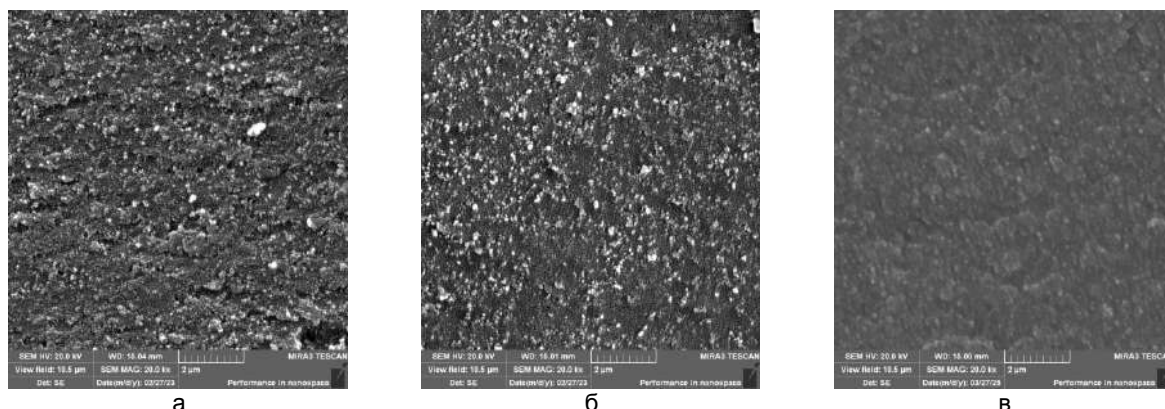


Рисунок 2 – Морфологии разрушенных поверхностей композиционных материалов с 10 об.% SiO₂ (а, б) и 30 об. % SiO₂ (в). Давление горячего прессования: а – 30 МПа; б, в – 100 МПа

Формирование глобулярной структуры композиционных материалов из полимерной матрицы с расположенными в ней округлыми частицами из диоксида кремния размерами 0,001 – 0,05 мкм с прослойками фенолформальдегидной смолы указывает на сильное межчастичное взаимодействие между молекулами полимера (10 – 40 нм) и частицами диоксида кремния размерами 5 – 20 нм [4]. Твёрдость образцов из фенолформальдегидной смолы, изготовленных при давлении горячего прессования 50 МПа, составляет 72 HRT₁₅, предел прочности при сжатии 140 МПа. При введении 10 об. % диоксида кремния в полимер происходит увеличение твёрдости до 30 HRV₁₀₀, предела прочности при сжатии до 150 МПа, дальнейшее увеличение концентрации диоксида кремния также сопровождается ростом значений физико-механических характеристик (табл. 1). Это обусловлено дисперсионным механизмом упрочнения фенолформальдегидной смолы наноразмерными частицами диоксида кремния. Увеличение твёрдости и предела прочности при сжатии образцов композиционных материалов при введении в их состав 5 об. % карбида кремния происходит за счёт реализации механизма дисперсного упрочнения полимерной матрицы. Снижение твёрдости и предела прочности при сжатии образцов композиционных материалов фенолформальдегидная смола – диоксид кремния, фенолформальдегидная смола – диоксид кремния – карбид кремния при уменьшении давления горячего прессования вызвано увеличением концентрации пор композиционных материалах.

Таким образом, увеличение физико-механических характеристик композиционных материалов на основе фенолформальдегидной смолы происходит при введении ультрадисперсного (диоксид кремния) и дисперсного (карбид кремния) наполнителей обусловлено механизмом подобным дисперсионному упрочнению и механизмом дисперсного упрочнения полимерной матрицы соответственно. Показано, что снижение физико-механических характеристик композиционных материалов связано с увеличением концентрации пор в их структуре.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Инструменты из сверхтвёрдых материалов / под. ред. Н.В. Новикова. – М.: Машиностроение, 2005. – 555 с.
2. Полимерные композиционные материалы. Прочность и технология / С.Л. Баженов, А.А. Берлин, А.А. Кульков, В.Г. Ошмян. – Долгопрудный: Интеллект, 2010. – 352 с.
3. Волков Г.М. Материаловедение: учебник для студ. высш. учеб. заведений / Г.М. Волков, В.М. Зуев. – М.: Издательский центр «Академия», 2008. – 400 с.
4. Структура и свойства дисперсий диоксида кремния в полиэтиленгликоле-400 / Т. В. Плиско, А. В. Бильдюкевич, В. М. Зеленковский // Доклады Национальной академии наук Беларуси. – 2015. – Т. 59, № 3. – С. 51–55. – URL: <https://doklady.belnauka.by/jour/article/view/102/102>

НОВАЯ ЛИТАЯ ЖАРОПРОЧНАЯ СТАЛЬ ДЛЯ ГОРЯЧЕЙ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ

Кругляков А.А.¹, Рогачев С.О.^{2,3*}

¹ООО «Новые стали», Санкт-Петербург, Россия

²НИТУ МИСИС, Москва, Россия

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
rogachev.so@misis.ru

Задача повышения стойкости тяжелонагруженного инструмента для горячего деформирования особенно актуальна в случае прессования труднодеформируемых цветных металлов [1]. Так, поверхность слитка из медных сплавов может нагреваться до 800 – 850 °С, а иногда и выше. На сегодняшний день стали с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (стали с РАПЭ) – единственный класс инструментальных сталей, способный длительно работать в этих условиях [2, 3]. Это обеспечивается эффектом стабилизации горячего упрочнения сталей с РАПЭ, что их отличает от традиционных легированных сталей, склонных к разупрочнению при высоких температурах [4]. Для изготовления прессового инструмента сталь с РАПЭ, взятая в исходно горячекованом состоянии, проходит ряд термических, механических и термомеханических обработок. Такая сложность технологического изготовления инструмента ограничивает более широкое внедрение этих сталей, наряду с традиционными штамповыми сталями, в производство. В данной работе в лабораторных условиях продемонстрирована работоспособность стали с РАПЭ непосредственно в литом состоянии.

Для исследования взята штамповая сталь с РАПЭ в литом состоянии (твердость 51...52 HRC). Для изучения проявления эффекта стабилизации горячего упрочнения литой стали с РАПЭ осуществляли термомеханическую обработку образцов, включающую аустенизацию, предварительную теплую деформацию при температуре 450 °С и основную горячую деформацию при температуре 450 °С; такая схема в основном имитирует процессы прессования, штамповки и другие виды обработки металлов давлением. Термомеханическую обработку проводили на цилиндрических образцах высотой 10 мм и диаметром 5 мм с использованием закаочно-деформационного дилатометра DIL 805 A/D. Деформацию проводили по схеме сжатия со скоростью 0.1 с⁻¹. В процессе ТМО записывали кривые в координатах «истинное напряжение – истинная деформация».

Пластическая деформация при 450 °С обеспечила существенное упрочнение стали – напряжение при деформации $\epsilon = 0.1$ повысилось до 444 МПа. Достигнутый на этапе теплой деформации уровень упрочнения сохранился при нагреве до температуры 750 °С и усилился на этапе горячей деформации при этой температуре – напряжение при деформации $\epsilon = 0.1$ повысилось до 499 МПа (на 12%). Приведенные результаты полностью повторили полученные на горячекованой стали с РАПЭ [5]. Таким образом, в работе установлен факт стабилизации горячего упрочнения в литой стали с РАПЭ, что закладывает предпосылки успешной работы инструмента, изготовленного непосредственно методом литья.

Благодарим П.Ю. Соколова за помощь в проведении эксперимента.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. И.В. Колмогорцев, Е.В. Ледовских, С.А., Осипов и др. // Металлург. 2015. № 12. С. 16–19.
2. Ю.Г. Орлов, Л.Р. Дудецкая. Материалы и технологии изготовления литого штампового инструмента. Минск: Беларуская навука, 2010 г.
3. А.А. Кругляков, С.А. Никулин // Деформация и разрушение материалов. 2014. № 11. С. 23-25
4. A.A. Krugljakow, S.O. Rogachev, N.V. Lebedeva et al. // Mater. Sci. Eng. A. 2022. V. 833. # 142548
5. A.A. Krugljakow, S.A. Nikulin, S.O. Rogachev et al. // Mater. Lett. 2020. V. 266. # 127475.

ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПОРОШКА FeSiAl

Павлович К.А.*, Ларин А.О., Желудкевич А.Л.

ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь

*kirillpaulovich63@gmail.com

В последние годы активно разрабатываются электротехнические материалы на основе магнитомягких частиц сплавов железа с электроизолирующим покрытием, позволяющие практически исключить потери на вихревые токи вплоть до высоких частот [1, 2]. Такие материалы применяются для создания высокоэффективных трансформаторов и дросселей, работающих на более высоких частотах, по сравнению с изделиями, которые изготавливаются из электротехнической стали [3, 4]. Особый интерес представляют аморфные сплавы. Отсутствие дальнего порядка в расположении атомов обеспечивает уникальное сочетание свойств: высокое удельное электросопротивление, низкий температурный коэффициент сопротивления и высокую механическую прочность [4].

В работе представлены исследования электромагнитных свойств полученного наноструктурированного композита на основе металлического порошка FeSiAl (SMC) в сравнении с исходным материалом. Исследование направлено на анализ потерь на перемагничивание и петлю гистерезиса, что имеет важное значение для понимания поведения этих материалов в высокочастотных электромагнитных устройствах.

Наноструктурированный композит на основе металлического порошка FeSiAl получен путём нанесения наноразмерных оксидных плёнок на его частицы [5, 6]. По ранее разработанной методике были изготовлены образцы композиционного материала с изоляционным слоем P_2O_5 .

Для исследования петли магнитного гистерезиса изготавливались образцы в виде тороидальных сердечников (магнитопроводов). Компактирование нанокompозита проводили под давлением 0,7 – 0,8 ГПа с применением смазки на основе стеарата цинка в нормальных условиях. Термообработку образцов производили на воздухе при температуре 400 °С. Измерения магнитных характеристик производили на установке DX-2012SA Soft Magnetic AC (Dynamic) Measurement System предназначенной для прецизионного измерения динамических магнитных характеристик магнитомягких материалов в диапазоне частот от 40 Гц до 100 кГц. Измерение основано на принципе трансформатора без нагрузки.

Ниже приведены петли перемагничивания исходного металлического порошка FeSiAl и компактированного нанокompозита на его основе (Рисунок 1). Эллиптическая форма петли гистерезиса на высоких частотах обусловлена доминированием потерь на вихревые токи над гистерезисными потерями. Вихревые токи создают поле, противоположное внешнему, что вызывает фазовое запаздывание магнитной индукции относительно напряжённости поля и подавляет процессы переориентирования доменов. Уменьшение площади петли в нанокompозите свидетельствует о подавлении вихревых потерь и улучшении высокочастотных характеристик материала.

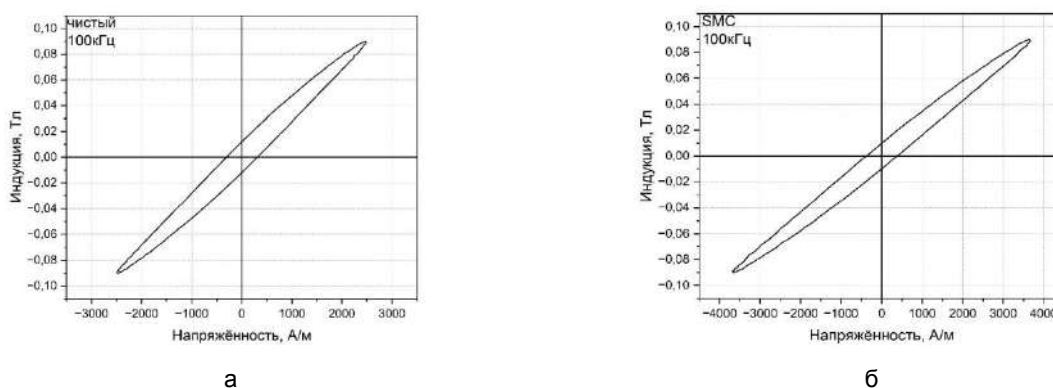


Рисунок 1 – Петли перемагничивания а) металлического порошка FeSiAl и б) композита на его основе на частоте 100кГц

Установлено, что наноккомпозит показывает уменьшенную площадь петли, что свидетельствует о снижении потерь на гистерезис по сравнению с исходным порошком FeSiAl.

Представлены зависимости электромагнитных потерь от индукции для исходного металлического порошка FeSiAl и наноструктурированного композита SMC на его основе (рисунок 2). При индукции 90 мТл потери уменьшаются с 647 Вт/кг до 599 Вт/кг. Аналогичная тенденция наблюдается и при других значениях индукции. Таким образом, формирование наноккомпозита существенно улучшает магнитные характеристики материала, что подтверждается снижением потерь при различных значениях индукции.

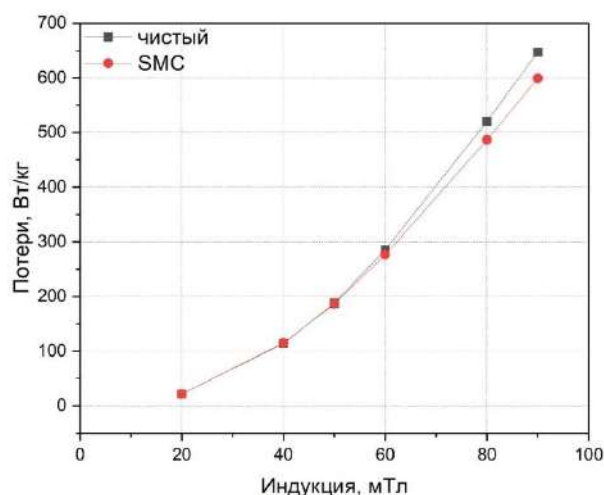


Рисунок 2 – Зависимость электромагнитных потерь от индукции на частоте 100кГц

В результате проведенных исследований установлено, что формирование наноструктурированного композита на основе нанокристаллического порошка FeSiAl с изоляционным слоем P_2O_5 позволяет существенно улучшить его электромагнитные характеристики. Показано, что композит SMC демонстрирует уменьшенную площадь петли гистерезиса по сравнению с исходным порошком, что свидетельствует о снижении потерь на перемагничивание и подавлении вихрековых составляющих. Экспериментально подтверждено снижение потерь во всем исследуемом диапазоне индукций. Результаты данной работы могут быть полезны для дальнейших исследований и практического применения в области создания эффективных электромагнитных устройств, таких как высокочастотные дроссели, трансформаторы и магнитопроводы.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта БРФФИ № T24КИТГ-018

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Low-loss and high-induction Fe-based soft magnetic composites coated with magnetic insulating layers / M. Bingyang [et al.] // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 2019. – Vol. 492. – Art. 165651.
2. New SMC Material for Small Electric Machine / M.A. Grande [et al.] // IEEE Transaction on Industry Applications. – 2018. – Vol.54, No.1. – P.195–203.
3. Govor, G.A. Composite soft magnetic materials based on iron powders / G.A. Govor, V.V. Mihnevich // Inorganic materials [Neorgan. Materialy]. – 2007. – Vol.43, №7. – P. 805–807.
4. Lu, S. Recent advances and future developments in Fe-based amorphous soft magnetic composites / S. Lu, M. Wang, Z. Zhao // Journal of Non-Crystalline Solids. – 2023. – Vol. 616 – Art. 122440.
5. Способ изготовления композиционного магнитомягкого материала / Г.А. Говор, В.И. Митюк, А.В. Тамонов : Патент RU 2465669 С1. – 2012. – Оpubл. 2012.10.27.
6. Govor, G.A. The Magnetic Properties of a Magnetically Soft Composite Material for Use in the Low-Frequency Range / G.A. Govor, A.O. Larin // Inorganic Materials: Applied Research. – 2019. – Vol. 10, N. 2. – P. 387-390.

СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ АРСЕНИДА МАРГАНЦА

Гурбанович А.В.¹, Желудкевич А.Л.¹, Живулько А.М.¹, Лежнева Я.В.¹, Мазаник Т.Ч.¹,
Митюк В.И.¹, Головчан А.В.², Ткаченко Т.М.³

¹ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь

²ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», Донецк, Россия

³Белорусский государственный аграрный технический университет, Минск, Беларусь

alyona_panasevich@mail.ru

Соединение MnAs и твердые растворы на его основе привлекают внимание исследователей благодаря уникальному сочетанию магнитных и структурных свойств. Чистый MnAs при комнатной температуре имеет гексагональную структуру типа NiAs, а при охлаждении ниже ~313 К испытывает магнитоструктурный фазовый переход первого рода, сопровождающийся переходом в орторомбическую структуру типа B31 (MnP) [1]. Этот переход связан с гигантским магнетокалорическим эффектом, что делает эти материалы перспективными для магнитного охлаждения [2]. Замещение мышьяка фосфором позволяет изменять температуру перехода и стабилизировать орторомбическую фазу в широком интервале температур [1]. Кроме того, меньший ионный радиус фосфора по сравнению с мышьяком приводит к химическому давлению внутри решетки, что влияет на параметры элементарной ячейки и, как следствие, на физические свойства [3]. В связи с этим исследование фазового состава и кристаллической структуры твердых растворов $\text{MnAs}_{1-y}\text{P}_y$ является важной задачей для понимания закономерностей формирования их структуры и свойств. Целью данной работы является синтез поликристаллических образцов с малым содержанием фосфора ($y < 0,1$) и определение параметров их кристаллической решетки.

Поликристаллические порошки твердых растворов системы $\text{MnAs}_{1-y}\text{P}_y$ синтезированы методом сплавления твердофазных реакций исходных компонентов в вакуумированных кварцевых ампулах в однозонной печи сопротивления. В качестве исходных компонентов использовались высокочистые простые вещества (Mn, As, P), которые загружались в стехиометрических соотношениях в кварцевые ампулы. Для предотвращения окисления ампулы вакуумировались до остаточного давления $\sim 10^{-2}$ Па и запаивались. Синтез проводили в однозонной печи сопротивления с программируемым нагревом. Ступенчатый режим нагрева включал изотермические выдержки при 573 К (2 часа) и 873 К (4 часа) для связывания летучих компонентов в промежуточные фазы и минимизации давления паров внутри ампулы. Затем температуру медленно повышали до 1170 К и выдерживали в течение 6 часов для завершения твердофазной реакции и гомогенизации расплава. Охлаждение до комнатной температуры осуществляли вместе с печью.

Дифракционные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3 в $\text{CuK}\alpha$ -излучении ($\lambda = 1,54178 \text{ \AA}$) при комнатной температуре. Съемка осуществлялась в интервале углов 2θ от 20° до 90° с шагом $0,02^\circ$ и временем накопления 2 с в точке. Индексирование рентгенограмм и уточнение параметров элементарной ячейки выполняли методом наименьших квадратов с помощью программы POWDER CELL 2.5. Погрешность определения параметров составляла $\pm 0,0005 \text{ нм}$. На рисунках 1 и 2 представлены рентгенограммы для составов $\text{MnAs}_{0,97}\text{P}_{0,03}$ и $\text{MnAs}_{0,95}\text{P}_{0,05}$ соответственно, полученные в $\text{CuK}\alpha$ -излучении при комнатной температуре. На основе данных рентгенограмм были определены тип кристаллической решетки и рассчитаны параметры элементарной ячейки.

Анализ дифракционных спектров, представленных на рисунках 1 и 2, показывает, что образцы с содержанием фосфора $y < 0,1$ (составы $\text{MnAs}_{0,97}\text{P}_{0,03}$ и $\text{MnAs}_{0,95}\text{P}_{0,05}$) кристаллизуются в однофазном состоянии. Все рефлексы на полученных рентгенограммах индексируются в орторомбической сингонии типа B31.

Численные значения параметров a , b , c , и объем элементарной ячейки V твердых растворов $\text{MnAs}_{1-y}\text{P}_y$ приведены в таблице 1.

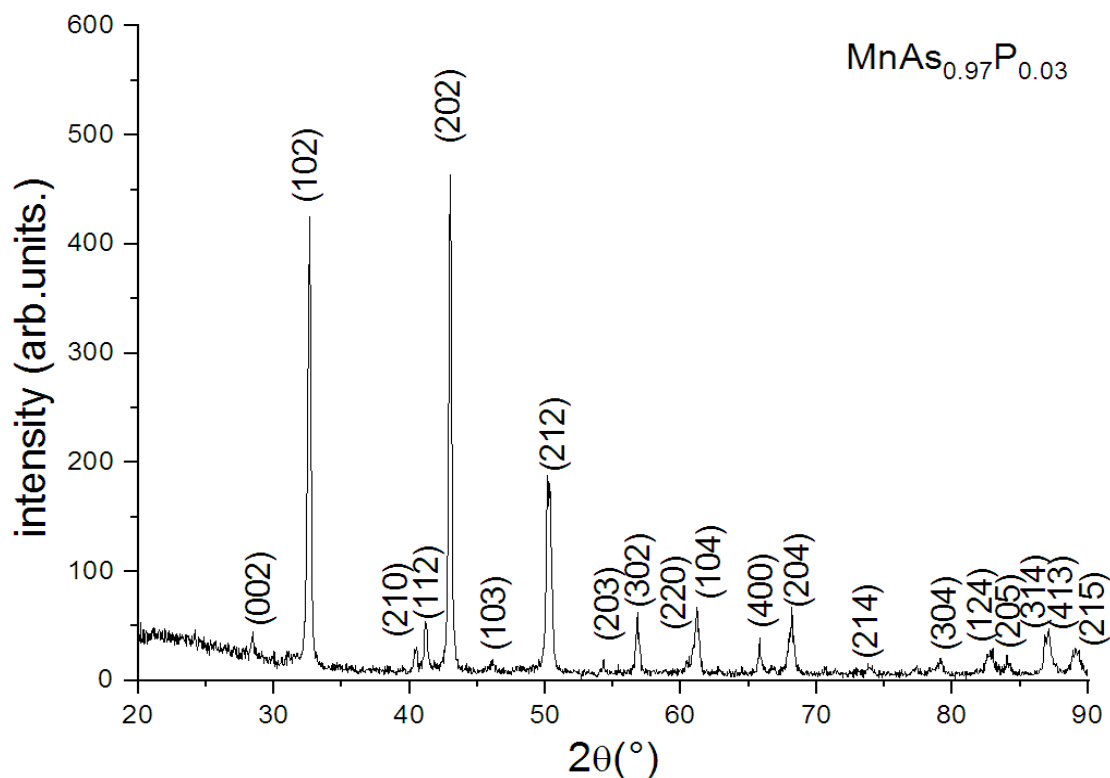


Рисунок 1 – Рентгенограмма твердого раствора $\text{MnAs}_{0.97}\text{P}_{0.03}$

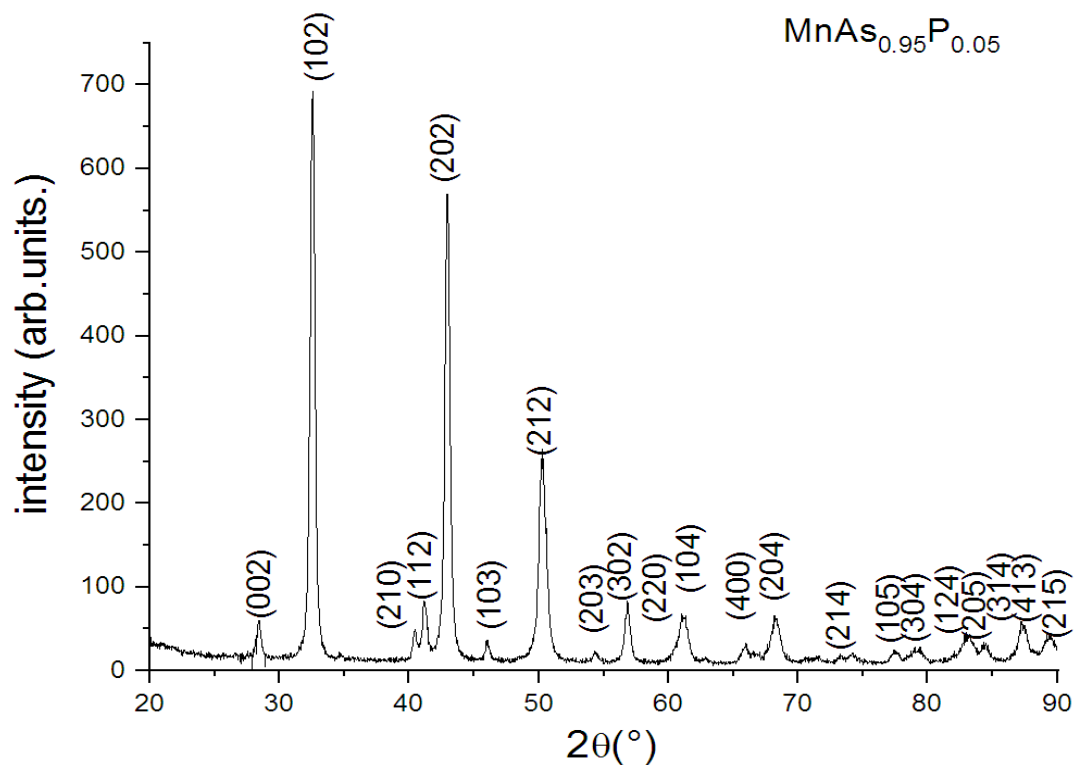


Рисунок 2 – Рентгенограмма твердого раствора $\text{MnAs}_{0.95}\text{P}_{0.05}$

Таблица 1 – Параметры a , b , c , и объем элементарной ячейки V твердых растворов $\text{MnAs}_{1-y}\text{P}_y$

y	$a, \text{нм}$	$b, \text{нм}$	$c, \text{нм}$	$V, 10^{-2} \text{ нм}^3$
0,03	0,567 ₈	0,362 ₇	0,631 ₆	13,00 ₇
0,05	0,564 ₉	0,360 ₃	0,628 ₅	12,79 ₂

Установлено, что с увеличением концентрации фосфора, происходит линейное уменьшение параметров кристаллической решетки. Уменьшение параметров a , b , и c , можно объяснить разницей в ионных радиусах мышьяка и фосфора.

Методом твердофазного синтеза в вакуумированных кварцевых ампулах получены однофазные поликристаллические образцы твердых растворов $\text{MnAs}_{0.97}\text{P}_{0.03}$ и $\text{MnAs}_{0.95}\text{P}_{0.05}$. Рентгенофазовый анализ показал, что при комнатной температуре данные составы кристаллизуются в орторомбической структуре типа В31. Определены параметры элементарной ячейки, которые линейно уменьшаются с ростом содержания фосфора, что связано с меньшим ионным радиусом фосфора по сравнению с мышьяком. Полученные данные могут быть использованы для дальнейшего изучения магнитных и магнетокалорических свойств этих материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ (проект №Т25УЗБ-053).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Ido H. Magnetic Properties of MnAs and $\text{MnAs}_{1-x}\text{P}_x$ Systems / H. Ido // Journal of the Physical Society of Japan. – 1969. – Vol. 27, No. 4. – P. 845-852.
2. Wada H. Giant magnetocaloric effect of $\text{MnAs}_{1-x}\text{P}_x$ / H. Wada, Y. Tanabe // Applied Physics Letters. – 2001. – Vol. 79, No. 20. – P. 3302-3304.
3. Zieba A. Magnetic structure and phase transitions in $\text{MnAs}_{1-x}\text{P}_x$ / A. Zieba, K. Selte, A. Kjekshus // Journal of Physics and Chemistry of Solids. – 1987. – Vol. 48, No. 1. – P. 79-88.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ СПЛАВА Ti–Zr–Nb С ЗАДАННОЙ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Лезин В.Д.^{*}, Творогов А.И., Лукашевич К.Е., Чернышихин С.В., Шереметьев В.А.

НИТУ МИСИС, Москва, Россия

**vyacheslavlezin@gmail.com*

Безникелевые сверхупругие β -титановые сплавы Ti–Zr–Nb, проявляющие низкий модуль Юнга являются перспективными материалами для изготовления пористых имплантатов с заданной внутренней конструкцией методом селективного лазерного плавления (СЛП). Формирование заданной внутренней архитектуры сплава методом СЛП отличается тепловыми условиями структурообразования по сравнению со сплошным материалом, что может приводить к отклонениям в макроструктуре.

Целью работы являлось исследование особенностей формирования микро- и макроструктуры пористых материалов из сплава Ti–Zr–Nb при СЛП, а также изучение механических свойств пористых структур различного типа («ромбический додекаэдр», «полиэдры Вороного», «листовой гироид»).

Макроструктура пористых образцов трёх типов была исследована методом микрокомпьютерной томографии, что позволило оценить точность изготовления элементов конструкции и внутренние дефекты. Были установлены и проанализированы дефекты СЛП: поры в конструкционных элементах и наплавленный материал.

Анализ микроструктуры методом EBSD показал различия между сплошным и пористым материалом. В сплошном материале было обнаружено множество малоугловых границ (границ субзерен) с углом разориентировки менее 15° . В пористом материале морфология зеренной микроструктуры отличается. Изменение траектории отвода тепла в соответствии с изменениями конструкции способствует локальному развитию направленной кристаллизации и формированию зерен, частично наследующих архитектуру пористого материала. Количество малоугловых границ в пористом материале значительно ниже по сравнению со сплошным. Достаточно редко наблюдаются разориентировки менее 5° . Ориентировка кристаллографической текстуры сплошного материала с очень сильным максимумом в направлении $\langle 100 \rangle_\beta$ соответствует стандартной и описанной ранее для сплава Ti–Zr–Nb. В конструкционных элементах пористых материалов этот максимум значительно ослабевает.

Механические свойства материалов с пористостью в диапазоне ~68–77 % были исследованы в условиях статического сжатия. Установлены участки диаграммы деформации, соответствующие фазовому и дислокационному пределу текучести. Значения модуля упругости находятся на уровне (~0,8–1,5 ГПа), сопоставимом с модулем трабекулярной костной ткани, при этом сохраняется достаточная прочность на сжатие пористого материала (~50–100 МПа).

Определена усталостная прочность пористого материала (~8–25 МПа), при многоцикловых (5×10^6 циклов) испытаниях на сжатие. Архитектура пористого материала оказывает значительное влияние на усталостное поведение. Пористые структуры из сплава Ti–Zr–Nb не уступают аналогичным структурам из сплава Ti–Al–V в усталостной прочности. Наиболее перспективные усталостные характеристики демонстрирует структура типа «листовой гироид».

Таким образом, установлены различия в формировании структуры и кристаллографической текстуры сплава Ti–Zr–Nb в сплошном и пористом состоянии при селективном лазерном плавлении. Экспериментально показано, что пористые материалы из сплава Ti–Zr–Nb проявляют сопоставимую усталостную с аналогичными по внутренней конструкции материалами из сплава Ti–Al–V, при этом обладают более низким модулем Юнга.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10299-П, <https://rscf.ru/project/22-79-10299-П/>.

КОМПЛЕКСНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННЫХ МИНЕРАЛАМИ ЭЛЕМЕНТОВ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Усеинов А.С.^{1*}, Сказочкин А.В.²

¹Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН, Москва, Россия

²ООО «Криокон», Калуга, Россия

*useinov@mail.ru

В современной инженерии поверхностное упрочнение является критическим этапом обеспечения долговечности узлов трения. Традиционно применяемые методы можно разделить на несколько групп. Методы химико-термической обработки (азотирование, цементация и т.п.) эффективны, но связаны с длительным высокотемпературным нагревом, что часто ведет к поводкам, охрупчиванию, низкому выходу годного, размеры деталей ограничены размерами печей. Методы нанесения тонких пленок (PVD, CVD) обеспечивают высокую твердость, однако их применение на титановых сплавах часто ограничено низкой адгезией из-за естественной оксидной пленки. Высокотемпературные методы, такие как лазерная и плазменная закалка, создают мартенситные структуры, повышая твердость, но требуют дорогостоящего оборудования и специализированных условий эксплуатации, могут быть ограничены размерами вакуумируемого пространства. Наконец, электроискровое легирование позволяет локально изменять состав поверхности, однако имеет риск появления микротрещин при резком охлаждении.

В сравнении с указанными методами, технология минеральных покрытий, рассматриваемая в данной работе, представляет собой низкотемпературный процесс (до 80°C), объединяющий преимущества пластической деформации и вхождения ультрадисперсных твердых частиц в объем металла. Этот метод не изменяет геометрию деталей и позволяет достигать 4–5-кратного роста износостойкости без термической деградации основы.

Данная технология направлена на создание модифицированного слоя толщиной 5–30 мкм. Суть метода заключается в использовании энергии высокого давления и ультразвука для активации внедрения минеральных смесей в кристаллическую структуру поверхности [1–3]. Технологический цикл включает четыре ключевых этапа:

1) Текстурирование: первичная подготовка микрорельефа поверхности для создания "ловушек" для частиц.

2) Внедрение частиц: подача под давлением смеси ультрадисперсных порошков (серпентин, кварц, вольфрамсодержащие соединения) размером 0,5–5,0 мкм и их закрепление с помощью ультразвуковых инденторов.

3) Локальное упрочнение: дополнительная обработка для стабилизации внедренных фаз.

4) Финишная деформация: использование шариковых или роликовых накаток для выравнивания рельефа и создания упрочняющих напряжений сжатия.

В отличие от классических методов нанесения покрытий (например, вакуумно-дугового напыления), где существует дискретная поверхность раздела «покрытие-подложка», рассматриваемая технология формирует именно градиентный слой, который не отслаивается, как традиционные покрытия, поскольку частицы фактически интегрированы в матрицу основного материала. Этот эффект обусловлен самой физикой процесса и подтверждается результатами исследований.

Механизм формирования градиента начинается с интеграции частиц, когда ультрадисперсные минеральные порошки не просто лежат на поверхности, а под воздействием высокого давления и ультразвука «вколачиваются» в кристаллическую решетку металла на глубину до 30 мкм. Затем происходит заполнение дефектов – частицы минералов мигрируют по микротрещинам, порам и границам зерен, заполняя вакансии и дефекты структуры в приповерхностном объеме. Наконец, диффузионные процессы, такие как, в частности, электроискровое упрочнение, включенное в цикл, вызывают локальный термоциклический нагрев, способствующий термическому

разложению минералов и образованию новых фаз, плавно переходящих в структуру основного металла.

Комплексная характеристика тонких модифицированных слоев требует интеграции различных физических методов анализа в едином метрологическом контуре для устранения ошибок, связанных с шероховатостью и влиянием подложки.

В работе использовалась программно-аппаратная платформа «НаноСкан», позволяющая осуществлять многоуровневый анализ механических характеристик, и объединяющая возможности нескольких модулей. Так, модуль нанотвердомера «НаноСкан-4D» используется для прецизионного определения твердости и модуля Юнга методом инструментального индентирования с нагрузками от 200 мкН до 2 Н. Это позволяет исследовать как самые верхние слои покрытия, так и переходные зоны на глубинах до нескольких десятков микрон. Модуль твердомера Виккерса «NanoScan-HV» позволяет проводить сравнительную оценку свойств на макро- и микроуровне, обеспечивая статистическую достоверность данных при значительных нагрузках (до 50 кгс), когда необходимо оценить общую несущую способность модифицированного слоя.

Важнейшим аспектом работы является использование нанотвердомера в динамическом колебательном режиме. Работа в динамическом режиме превращает индентор в сканирующий зонд, способный строить топографические карты поверхности в полуконтактном режиме. Это критически важно при испытаниях на криволинейных (цилиндрических) поверхностях роликов и деталей машин, так как позволяет точно выбрать место укола (на вершинах неровностей или в "гладких" зонах) для минимизации разброса данных. Кроме того, профилирование дает возможность рассчитать параметры автокорреляционной функции высот и радиус сечения неровностей. На основе этих данных применяются разработанные физико-математические модели, корректирующие площадь контакта и снижающие систематическую погрешность определения твердости на шероховатых слоях до уровня менее 5% [4].

Сформированный в результате обработки слой представляет собой сложную композиционную структуру с градиентными свойствами. Ультрадисперсные минеральные частицы, распределяясь в приповерхностном объеме, заполняют микродефекты, поры и вакансии, существенно повышая связность структуры.

Комплексный анализ экспериментальных данных позволил установить широкий набор параметров, характеризующих изменение механических свойств модифицированного поверхностного слоя.

Твердость и модуль упругости. Для титанового сплава ВТ6 создание слоя обеспечивает рост твердости на 45–70% [2]. Исследования стальных образцов (Ст2сп) показали, что на малых глубинах индентирования (до 1 мкм) твердость возрастает с 424 HV до значений порядка 770 HV [3].

Износостойкость. Установлено кратное повышение сопротивления износу. Методом многоциклового трения зафиксировано увеличение износостойкости титана в 4–5 раз. На рисунке 1 приведены фотографии исходной и модифицированной поверхности после испытаний на многоцикловое истирание.

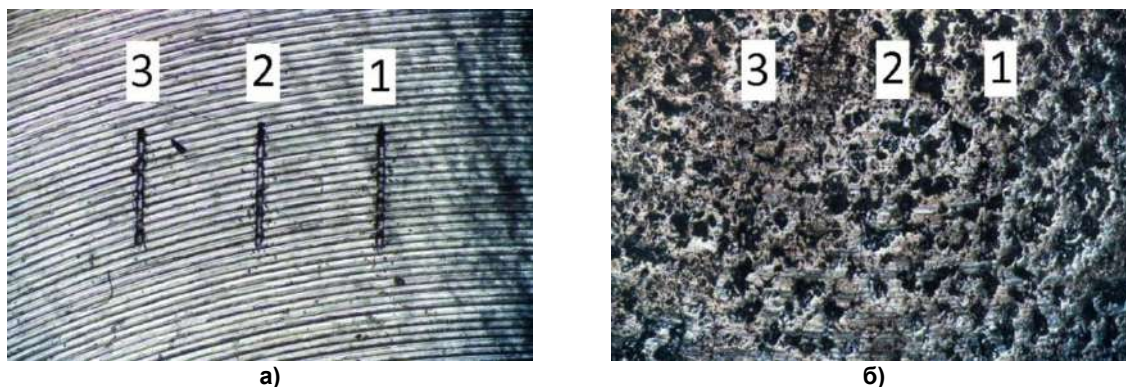


Рисунок 1 – Фотографии (с увеличением 40х) поверхности образца титанового сплава ВТ6 без модификации (а) и модифицированной минералами (б) после испытания на износ с нормальной нагрузкой 500 мН [3]

В тестах, имитирующих контакт «колесо-рельс», износостойкость колесной стали возросла в 2,4 раза при сохранении стабильности износа ответного тела [2]. На рисунке 2 видно, что линейная интенсивность износа для модифицированной поверхности существенно ниже.



Рисунок 2 – График интенсивности износа при истирании с нормальной нагрузкой 500 мН поверхности образца титанового сплава ВТ6 без модификации (синяя линия) и модифицированной минералами (красная линия) [3]

Микротопография. Хотя модификация может временно повышать шероховатость исходно обработанных поверхностей в 2–3 раза, применение оптимизированных режимов финишного выравнивания позволяет снизить среднеквадратичное отклонение профиля более чем в 2,5 раза, обеспечивая прецизионное качество поверхности [2].

Таким образом, благодаря особенностям технологии, минеральная обработка под давлением превосходит традиционные методы в задачах упрочнения термочувствительных материалов. Возможность совмещения нанотвердомера с прецизионным латеральным позиционированием и работой в динамическом колебательном режиме позволяет расширить единую измерительную систему нанотвердомера функциями скретч-тестера, трибометра и профилометра.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Kislov S.V., Kislov V.G., Skazochkin A.V., Bondarenko G.G., Tikhonov A.N. Effective mineral coatings for hardening the surface of metallic materials / Russian Metallurgy (Metally), 2015, №7, pp. 558 – 564. DOI: 10.1134/S0036029515070095.
2. Skazochkin A.V., Bondarenko G.G., Kislov S.V., Useinov A.S. On the possibility of minimizing wear of the “wheel-rail” system using ultrafine mineral powders in combination with electric spark hardening / Letters on Materials, 15 (4), 2025, pp.277-283. <https://doi.org/10.48612/letters/2025-4-277-283>
3. Сказочкин А.В., Усеинов А.С., Кислов С.В., Поверхностное упрочнение титанового сплава минералами // Письма о материалах. 2018. Т. 8. № 1 (29). С. 81-87.
4. Maslenikov I.I., Useinov A.S., Kravchuk K.S. [et al.] Statistics-based correction to measurements of hardness of rough surfaces by instrumented indentation / // Physics of the Solid State. – 2018. – Vol. 60. – № 11. – P. 2259-2263.

ПРОФИЛИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЫРОК В P -ОБЛАСТИ КРЕМНИЕВЫХ N^+-P-P^+ -СТРУКТУР, ОБЛУЧЕННЫХ АЛЬФА-ЧАСТИЦАМИ

Жданович Д.Н.^{1*}, Бурый Е.Д.¹, Медведева И.Ф.², Огородников Д.А.¹, Фадеева Е.А.¹

¹ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», Минск, Беларусь

²Белорусский государственный медицинский университет, Минск, Беларусь
zhdanovich_d@physics.by

В технологии изготовления мощных кремниевых диодов и транзисторов возникает необходимость создания в активных областях слоев определенной толщины с повышенной рекомбинацией неосновных носителей заряда для оптимального сочетания динамических и статических параметров. Одним из способов создать такие слои является облучение приборных структур высокоэнергетическими ионами. Для регулирования глубины проникновения ионов в приборную структуру можно использовать ослабляющие экраны. В данной работе приводятся результаты исследования емкостными методами изменения профиля распределения дырок в базовой области кремниевых диодных n^+-p-p^+ -структур, облучаемых альфа-частицами на разном расстоянии от источника.

Исследовались кристаллы диодных n^+-p -структур, изготовленных на пластинах кремния диаметром 100 мм с легированным бором эпитаксиальным слоем ($\rho = 18 \text{ Ом}\cdot\text{см}$) толщиной порядка 33 мкм (подложка КДБ-0,005). P - n -переход формировался имплантацией фосфора в p -базу с последующим отжигом при 1420 К в атмосфере азота и кислорода. Глубина залегания p - n -перехода составляла $9\div 10 \text{ мкм}$, площадь — $6,25\cdot 10^{-2} \text{ см}^2$. В качестве омических контактов напылялся алюминий толщиной 4,5 мкм. Концентрация кислорода была близка к $4\cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$.

Готовые диодные n^+-p -структуры имели в области комнатных температур обратные токи не более 10^{-9} А при $U_{обр} = 100 \text{ В}$, прямое падение напряжения $U_{пр0} = 0,80 \text{ В}$ при прямом токе $I_{пр} = 150 \text{ мА}$ и время жизни ННЗ в базовой p -области $\tau_0 = 2,6\div 2,8 \text{ мкс}$.

Облучение диодных структур альфа-частицами с энергией 5 МэВ проводилось при комнатной температуре на поверхностном источнике альфа-излучения. Источник представлял собой стальную пластину-подложку размерами $70\times 35\times 2,8 \text{ мм}$, на одну из поверхностей которой нанесен слой изотопа Pu-239 . Площадь рабочей поверхности источника составляла $60\times 25 \text{ мм}^2$, активность — $3\cdot 10^8 \text{ Бк}$, а поверхностная активность — $2\cdot 10^7 \text{ Бк/см}^2$. Длина пробега альфа-частиц в кремнии зависит от начальной энергии. При энергии 5 МэВ она составляет 25 мкм [1]. Для изменения длины пробега образцы облучались на расстоянии от поверхности источника $h = 0, 5, 10 \text{ и } 15 \text{ мм}$. Слои воздуха различной толщины служили своеобразными ослабляющими экранами из-за высоких потерь энергии альфа-частиц на ионизацию.

В работе определялось распределение концентрации носителей заряда $p(x)$ в базовых областях диодных n^+-p-p^+ -структур до и после облучения из анализа вольт-фарадных зависимостей. Данный метод основан на определении зависимости емкости барьера Шоттки или резко асимметричного p - n -перехода от обратного напряжения смещения [2]. Барьерная емкость измерялась при $T_{изм} = 300 \text{ К}$ на частоте 1 МГц с помощью измерителя LCR E7-12.

Определение характеристик радиационно-индуцируемых центров (РИЦ) (концентрация, энергия активации, сечение захвата носителей заряда) в базовой p -области облученных n^+-p-p^+ -структур осуществлялось методом нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней DLTS [3]. Измерения проводились на емкостном спектрометре, основным элементом которого являлся высокочастотный мост полной проводимости с автоматической балансировкой по емкости. Кроме этого в состав установки входили: система регистрации и управления автоматикой, встроенная ЭВМ, блок напряжения, блок регулировки температуры и азотный криостат. Длительность импульса заполнения ловушек составляла 10^{-2} с , напряжения смещения $U_b = -5 \text{ В}$. Спектры измерялись в диапазонах температур 80–300 К в режимах заполнения ловушек как основными (дырки), так и неосновными (электроны)

носителями заряда. В первом случае напряжение заполнения $U_p = 0$ В, во втором — $U_p = +2$ В.

На рисунке 1а показаны профили концентрации подвижных носителей заряда $p(d)$ в базовой p -области диодной n^+-p-p^+ -структуры, облученной разными флюенсами альфа-частиц. Образец в процессе облучения располагался на поверхности источника ($h = 0$). Характер зависимостей $p(d)$ в результате облучения образца не меняется. Наблюдается лишь монотонное уменьшение концентрации дырок при всех значениях d . В данном случае альфа-частицы проникают в базовую область n^+-p-p^+ -структур на всю сканируемую глубину и генерируют РИЦ, что приводит к уменьшению концентрации дырок.

На рисунке 1б приведены профили концентрации дырок $p(d)$ в базовой p -области диодной n^+-p-p^+ -структуры, облученной разными флюенсами альфа-частиц на расстоянии $h = 5$ мм от поверхности источника. Вид зависимостей $p(d)$ здесь также не претерпевает существенных изменений в результате облучения образца. С ростом Φ наблюдается монотонное уменьшение значений p . Однако данный процесс при $d > 5$ - 6 мкм выражен слабее, чем вблизи p - n -перехода при $d < 5$ мкм. Альфа-частицы теряют часть своей энергии на ионизацию молекул воздуха и проникают в базовую область на меньшую глубину по сравнению с предыдущим случаем при $h = 0$.

На рисунке 1в показаны профили диодной n^+-p -структуры, облученной альфа-частицами на расстоянии $h = 10$ мм от поверхности источника. С ростом Φ наблюдается монотонное уменьшение концентрации дырок при $d < 6$ мкм. На больших расстояниях от границы p - n -перехода значение p остается практически постоянным, то есть альфа-частицы не проникают в базовую область n^+-p -структур на глубину $d > 6$ мкм.

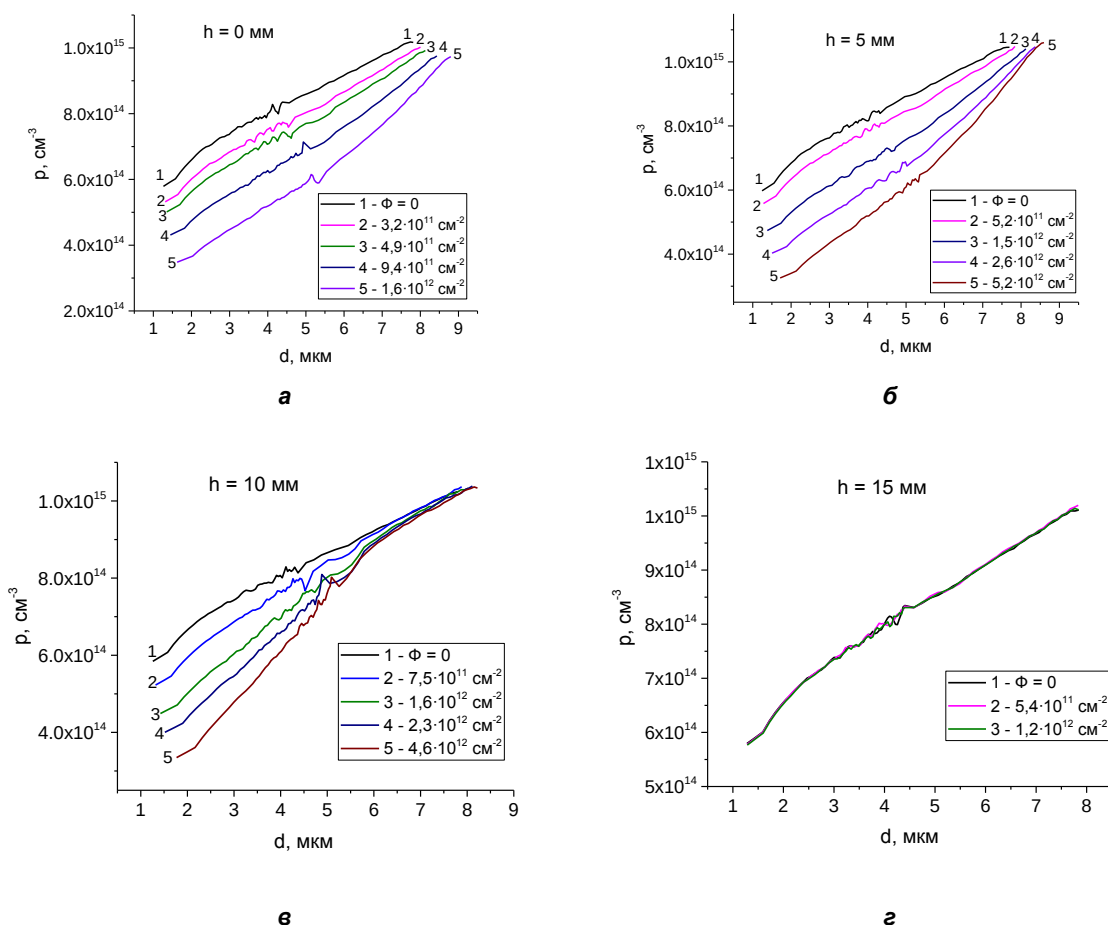


Рисунок 1 – Профили концентрации подвижных носителей заряда в базовой области диодной n^+-p-p^+ -структуры до и после облучения различными флюенсами альфа-частиц на расстоянии от поверхности источника $h = 0$ (а), 5 (б), 10 (в) и 15 (г) мм.

При $h = 15$ мм альфа-частицы вообще не проникают в сканируемую часть p -области облучаемой n^+-p-p^+ -структуры (рисунок 1а). Частицы доходят до поверхности кристалла образца. Чтобы попасть в p -область им необходимо преодолеть слой контактной металлизации и слой сильно легированного эмиттера толщиной порядка 9-10 мкм. Следовательно, все частицы, попавшие в кристалл диодной структуры, находятся в n^+ -области эмиттера.

На рисунке 2 показаны DLTS спектры n^+-p-p^+ -структуры, облученной альфа-частицами флюенсом $\Phi = 9,4 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ при $h = 0$. Спектры измерены в режимах заполнения ловушек основными ($U_b = -5 \text{ В}$, $U_p = 0 \text{ В}$) и неосновными ($U_b = -5 \text{ В}$, $U_p = +2 \text{ В}$) носителями заряда. В первом случае наблюдаемые пики обусловлены перезарядкой основными носителями заряда глубоких уровней РИЦ в нижней половине запрещенной зоны p -Si. Минимум при 123 К связан с перезарядкой неосновными носителями заряда глубокого уровня РИЦ в верхней половине запрещенной зоны p -Si. Ловушками дырок являются комплекс углерод внедрения-кислород внедрения $C_iO_i(+0)$ и дивакансия $V_2(+0)$, а электронов — комплекс бор внедрения-кислород внедрения B_iO_i [4, 5]. Комплексу C_iO_i соответствует глубокий уровень $E_v + 0,36 \text{ эВ}$, дивакансии — $E_v + 0,19 \text{ эВ}$ и комплексу B_iO_i — $E_c - 0,23 \text{ эВ}$.

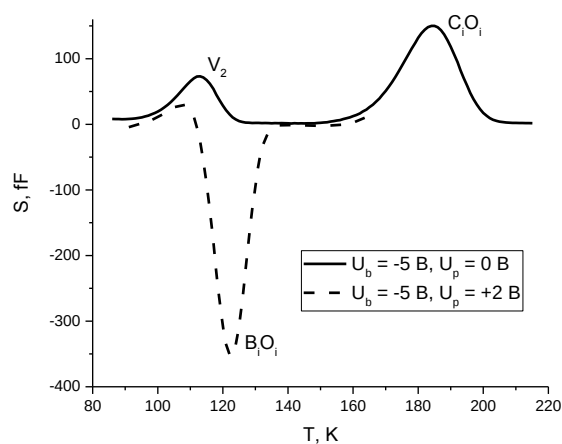


Рисунок 2 – DLTS спектры n^+-p-p^+ -структуры, облученной альфа-частицами флюенсом $\Phi = 9,4 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ при $h = 0$.

Глубокие уровни РИЦ компенсируют основную легирующую примесь в p -области n^+-p-p^+ -структур. Основное влияние на уменьшение концентрации дырок оказывают комплексы B_iO_i , в состав которых входят атомы легирующей примеси и которые дают глубокие донорные уровни в верхней половине запрещенной зоны p -Si.

Исследованы емкостными методами профили распределения концентрации дырок в базовых областях кремниевых диодных n^+-p-p^+ -структур, облученных альфа-частицами с энергией 5 МэВ на различных расстояниях h от поверхности изотопного источника. Установлено, при $h \leq 5$ мм альфа-частицы генерируют в базовой p -области диодных структур РИЦ на расстоянии до 9 мкм от границы p - n -перехода, при $h = 10$ мм – до 6 мкм, а при $h = 15$ мм – не проникают в сканируемую часть p -области. Методом DLTS спектроскопии показано, основными типами РИЦ являются дивакансия и комплексы углерод внедрения-кислород внедрения, а также бор внедрения-кислород внедрения.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. О.Ф. Немец. Справочник по ядерной физике. Киев, 1975 г.
2. P. Blood, J.W. Orton // Techniques of Physics. London: Academic Press, 1992 г.
3. D.V. Lang // J. Appl. Phys. 1974. V. 45. P.3023.
4. C.A. Londos // Semicond. Sci. Technol. 1990. V. 5. P.645.
5. V.P. Markevich, L.I. Murin, S.B. Lastovskii, et al. // J. Phys.: Condensed Matter. 2005. Vol. 17. S.2331.

ВСПЕНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ТЕРМОРАСШИРЕННОГО ГРАФИТА И ПВХ-ПЛАСТИЗОЛЕЙ

Колесов В.В.^{1*}, Горшенев В.Н.², Фионов А.С.¹

¹Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

²Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, Москва, Россия
*kvv@cplire.ru

В работе представлены углеродосодержащих радиопоглощающие полимерные материалы с невысокой плотностью на основе ПВХ-пластизольной матрицы и интеркалированного графита (ИГ). Исходный композит (Рисунок 1, а) получали смешиванием платифицированного ПВХ с порошком ИГ в количестве 2 масс. % в фарфоровой ступке с последующим отверждением в сушильном шкафу при температуре 160 °С. Частично вспененный образец (Рисунок 1, б) получали в результате выдержки смеси в сушильном шкафу при температуре 200 °С в течении 10 минут, для полного вспенивания (Рисунок 1, в) время выдержки увеличивали до 30 минут. Вспенивание происходит при терморасширении ИГ, его объем возрастает в десятки и сотни раз, при этом, как показывает микроскопический анализ, поверхность отдельных графитовых частиц значительно увеличивается и приобретает фрактальную структуру [1,2].



Рисунок 1 – Внешний вид композитов: исходный (а), частично вспененный (б) и полностью вспененный (в)

СВЧ исследования были выполнены квазиоптическим методом в диапазоне частот 25.95...37.5 ГГц в волноводном тракте сечением 7.2 x 3.4 мм². В качестве измерительной ячейки применяли систему из пары согласованных излучающих рупоров. КСВН тракта без образца не превышал 1.1. Образец размещали между приемным и передающим рупорами и по результатам измерений коэффициентов прохождения T и отражения R рассчитывали коэффициент потерь L для исследуемого образца (Таблица 1).

Таблица 1 – Микроволновые свойства исследуемых композитов

Состав нанокompозита	h , мм	Баланс СВЧ мощности, отн. ед.		
		T	R	L
ПВХ-ТРГ Композит исходный	2.8	0.78	0.05	0.17
ПВХ-ТРГ частично вспененный	3.4	0.16	0.21	0.63
ПВХ-ТРГ полностью вспененный	10.5	0.00	0.22	0.78

Структурная неоднородность вспененных композиций значительно выше, чем у исходного материала, что при наличии в объеме развитых электропроводящих поверхностей приводит к более высоким потерям L . Отметим, что предложенная методика позволяет создавать гомогенные градиентные материалы, варьировать характеристики поглотителей и подбирать их применительно к конкретным условиям.

Исследование проведено в рамках госзадания ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Горшенев В.Н., Колесов В.В., Таратанов Н.А. и др. // XIV Межд научно-техническая конференция «Радиолокация, навигация, связь». Материалы конф. Воронеж, НПФ «САКВОЕЕ» ООО. 2008. С.1516-1524.
2. Fionov A., Kraev I., Yurkov G. et al. // Polymers. 2022. V. 14. P. 3026 DOI: 10.3390/polym14153026

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВО-ИТТРИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

Лукьянова Е.А.*, Мартыненко Н.С., Темралиева Д.Р., Тарытина И.Е., Добаткина Т.В., Андреев В.А., Рыбальченко О.В., Добаткин С.В.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова

Российской академии наук, Москва, Россия

**helenelukyanova@gmail.com*

Самыми легкими конструкционными материалами являются магниевые сплавы. Сочетание легкости и высокой прочности делает их востребованными для авиации и ракетостроения. Использование редкоземельных металлов (РЗМ) для легирования магниевых сплавов позволяет существенно улучшать их свойства, в том числе в условиях работы при повышенных температурах. Это связано с тем, что РЗМ имеют значительную растворимость в твердом магнии, которая снижается с уменьшением температуры, предопределяя распад твердого раствора с выделением упрочняющих дисперсных интерметаллидных фаз. С другой стороны, деформационная обработка может способствовать дополнительному повышению уровня механических характеристик сплавов за счет измельчения структурных элементов. В данной работе исследовано влияние деформации методом ротационной ковки (РК) на структуру и свойства двух промышленных магниевых сплавов, содержащих РЗМ, одним из которых является иттрий, – ИМВ7-1 (Mg-4Y-3Gd-0,5Zr (масс.%)) и WE43 (Mg-4Y-3Nd-0,5Zr (масс.%)). Особенностью сплавов является то, что помимо иттрия, вторыми редкоземельными элементами являются гадолиний и неодим, которые относятся к разным подгруппа – иттриевой и цериевой соответственно.

Перед РК литые сплавы гомогенизировали при 515 – 525 °С в течение 6 – 8 ч для приведения структуры в равновесное состояние. Ротационную ковку проводили на ротационно-ковочной машине на цилиндрических заготовках диаметром 20 мм, предварительно нагретых до 460 °С в случае сплава с гадолинием и до 425 °С для сплава с неодимом, до конечного диаметра прутка 12 мм. В гомогенизированном состоянии микроструктура обоих сплавов состояла из равноосных зерен магниевого твердого раствора со средним размером ~ 50 мкм (Рисунок 1). Наблюдались отдельные темные кристаллы α -Zr, а в сплаве WE43 в малом количестве – вторая фаза $Mg_{12}Nd$, не растворившаяся в результате гомогенизации. После РК микроструктура сплава ИМВ7-1 была полностью рекристаллизованной, а средний размер зерна уменьшился до ~ 16 мкм, в которых присутствовали двойники деформации шириной ~ 1,5 мкм. РК сплава WE43 также приводила к измельчению зерна, средний размер которых в оптическом микроскопе определялся как ~ 15 мкм с протеканием интенсивного двойникования. При это в сплаве происходил распад магниевого твердого раствора с образованием частиц фазы $Mg_{12}Nd$ как по границам исходных зерен гомогенизированной структуры, несколько деформированных по направлению ковки, так и по границам новых рекристаллизованных зерен внутри них.

В таблице 1 представлены результаты механических испытаний сплавов на растяжение при комнатной температуре до и после РК. В исходном гомогенизированном состоянии как в сплаве ИМВ7-1, так и в сплаве WE43, предел прочности (σ_B), условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительное удлинение (δ) были практически одинаковы. РК способствовала заметному упрочнению сплавов с незначительной потерей пластичности. В сплаве ИМВ7-1 предел прочности повысился с 230 до 390 МПа, предел текучести с 160 до 360 МПа, а удлинение снизилось с 9,3 до 7,6%. Сплав WE43 упрочнился с 220 до 370 МПа по пределу прочности и с 150 до 270 МПа по пределу текучести со снижением относительного удлинения с 10,5 до 8,2%. Можно отметить, что если пределы прочности для обоих сплавов оказались достаточно близкими, то предел текучести в сплаве с гадолинием (~ 360 МПа) оказался заметно выше, чем в сплаве с неодимом (~270 МПа).

Поскольку сплавы ИМВ7-1 и WE43 являются дисперсионно твердеющими при старении, также исследовалась возможность дополнительно упрочнения сплавов после РК за счет распада пересыщенного твердого раствора. Кинетика старения

изучалась путем измерения твердости и удельного электросопротивления в процессе изотермического старения при 200 °С. Для сплава WE43 после РК не наблюдалось какого-либо повышения твердости в зависимости от продолжительности старения, поскольку твердый раствор на основе магния в процессе нагрева под деформацию претерпевал значительный распад, не имея достаточной степени насыщения для его дальнейшего протекания, сопровождаемого упрочнением. В случае сплава ИМВ7-1 было показано, что сплав упрочняется при старении по кривой с максимумом, который достигается после старения в течение 24 ч, с повышением твердости (НВ) с 900 МПа до 1200 МПа. Механические испытания сплава ИМВ7-1 в состаренном на максимум твердости состоянии показали, что его предел прочности возрастает до 480 МПа, условный предел текучести – до 460 МПа при понижении пластичности до 4,5%.

Таким образом РК является эффективным способом деформационной обработки для магниевых сплавов с РЗМ, в которых могут быть получены высокие прочностные свойства.

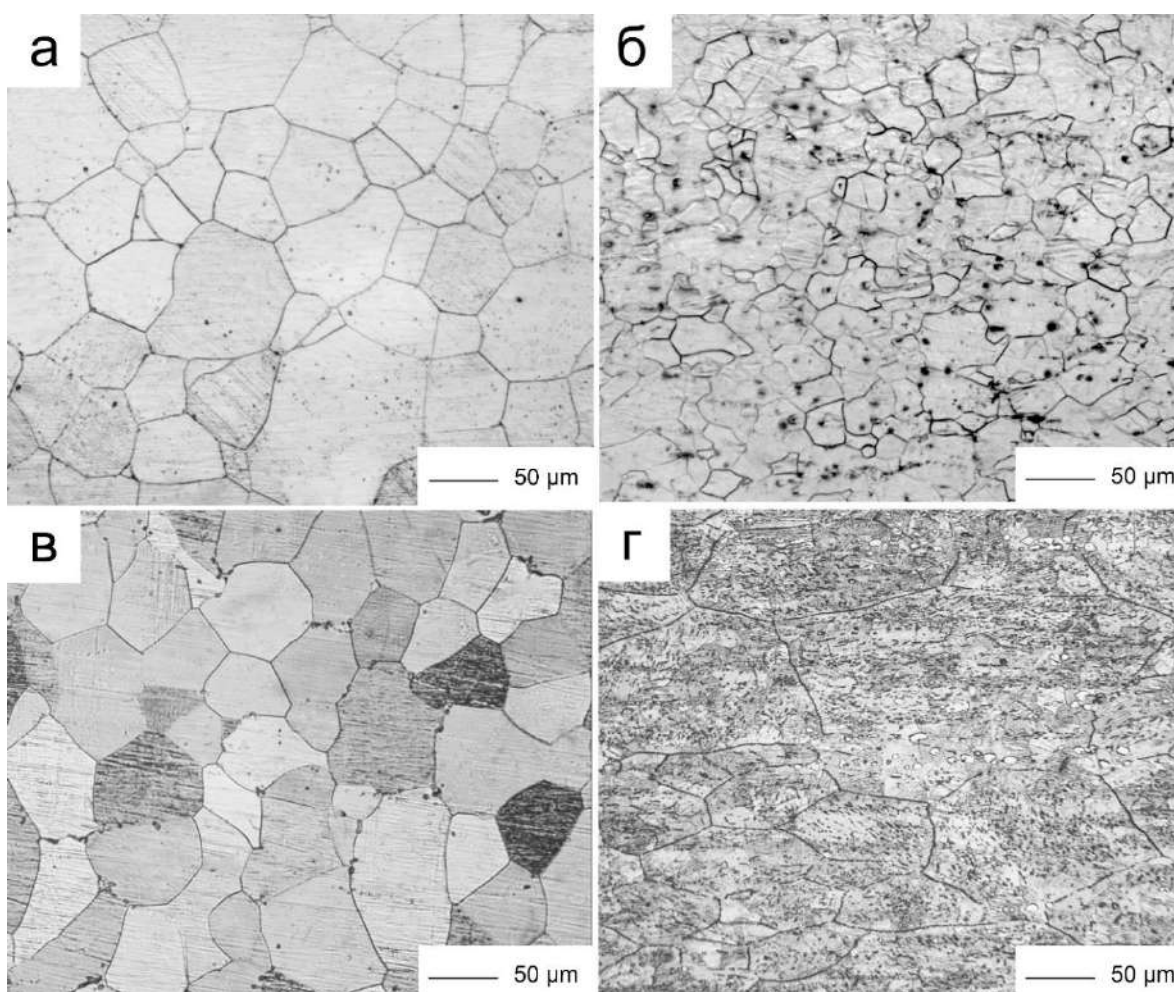


Рисунок 1 – Микроструктура сплава ИМВ7-1 (а, б) и сплава WE43 (в, г) в гомогенизированном состоянии (а, в) и после РК (б, г) в направлении оси деформации

Таблица 1 – Механические свойства сплавов ИМВ7-1 и WE43 до и после РК

Сплав	Обработка	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
ИМВ7-1	Гомогенизация	230	160	9,3
	РК	390	360	7,6
WE43	Гомогенизация	220	150	10,5
	РК	370	270	8,2

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00320-26-00.

ДЕМПФИРУЮЩИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПЛЁНОК СО СВЕРХВЫСОКИМИ ДИССИПАТИВНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Сергеев Н.К.¹, Сятковский А.И.¹, де Векки Д.А.²

¹АО «Пластполимер», Санкт-Петербург

²Научный центр Санкт-Петербургский государственный Технологический Институт (Технический университет)

Одной из наиболее эффективных технологий вибродемпфирования является использование армированных и слоистых композитных материалов, в которых вязкоэластичные полимерные слои распределены между жесткими упругими слоями металлов или жестких пластмасс. Основные деформации в вязкоэластичном полимерном слое в этом случае происходят как сдвиг, что обеспечивает поглощение энергии изгибной деформации композита. Наиболее распространенным вариантом таких слоистых материалов являются трехслойные композиты вида металл-полимер-металл, хотя в настоящее время успешно используются как многослойные композиты, так и композиты, содержащие в качестве внешних армирующих слоев жесткие, анизотропные полимерные материалы. Ранее сообщалось о результатах работ по созданию ассортимента пленочных термопластичных материалов со сверхвысокими диссипативными (СВД) свойствами на основе пластифицированных полимеров поливинилацетата (ПВА), полибутилметакрилата (ПБМА) и полиметилметакрилата (ПММА)[1,2].

Одно из направлений дальнейшего усовершенствования разработанных слоистых композитов с вибропоглощающими пленочными материалами является поиск путей повышения сопротивления деформациям под действием статических нагрузок.

В представленной работе сообщается о получении ассортимента вибропоглощающих материалов путем пропитки инертных носителей (бумага, стеклоткань, армирующая сетка) растворами соответствующих полимеров на основе ПВА, ПБМА и ПММА. Полученные таким образом материалы демонстрируют отсутствие нежелательного «выдавливания» пленок из внутреннего слоя композита при работе в составе сэндвичевых конструкций. При этом, однако, представлялось необходимым исследовать вопрос о том, насколько изменились диссипативные характеристики полимерных материалов после их нанесения на жесткую подложку.

На Рисунке 1 представлены данные ДМА по температурным зависимостям коэффициента механических потерь для трёхслойных композитных материалов металл-пленка ВПС-2,5 - металл в сравнении с трёхслойными композитами, где вибропоглощающий слой состоит из плёнки ВПС 2.5 нанесённой на бумажный носитель (а), и на стеклотексту (б). Данные получены на приборе DMA 800 фирмы «Perkin Elmer» в режиме трёхточечного изгиба.

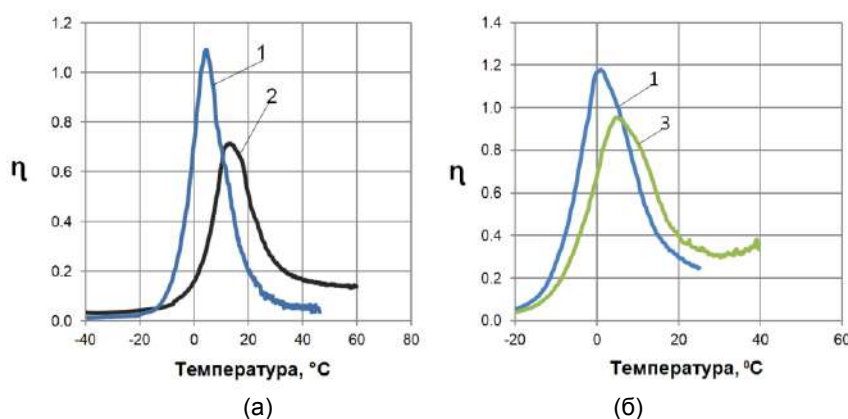


Рисунок 1 – Зависимость коэффициента механических потерь η от температуры при постоянной частоте 1 Гц для трёхслойных конструкций металл-полимер-металл. Обозначения на рисунках:
1- конструкция с плёнкой ВПС 2.5; 2- конструкция с плёнкой ВПС 2.5, нанесённой на бумагу;
3- конструкция с плёнкой ВПС 2.5, нанесённой на стеклотексту

Анализ данных на рисунках 1 и 2 показывает, что нанесённые на инертные носители полимерные материалы по эффективности вибропоглощения в составе сэндвичевых материалов незначительно уступают исходной полимерной плёнке. Это открывает возможность их использования как вибропоглощающего слоя в составных конструкциях и армирующих вибропоглощающих покрытиях (АрВП).

На рисунке 2 представлены узкополосные спектры входной вибровозбудимости, АрВП с полимерной плёнкой ВПС 2.5 и АрВП с плёнкой ВПС-2,5 на бумажном носителе в сравнение со спектром однородной металлической пластины. Толщина демпфируемой пластины 4 мм, толщина армирующего металлического слоя 0,6мм, толщина вибропоглощающего слоя 0,5 мм.

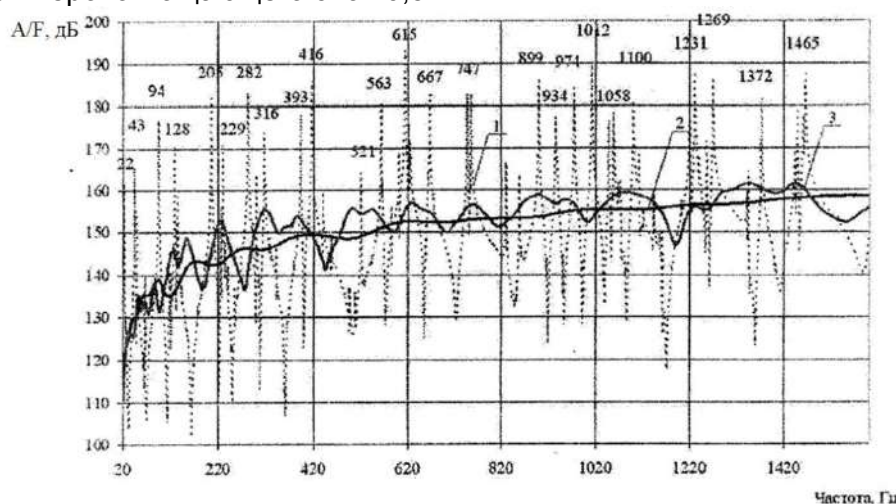


Рисунок 2 – Спектры входной вибровозбудимости однородной пластины (1), АрВП с плёнкой ВПС-2,5 (2) и АрВП с плёнкой ВПС-2,5 на бумажном носителе (3)

Из обсчета представленных на Рисунке 2 данных следует, что, среднее значение коэффициента механических потерь в интервале частот 1-1600 Гц составляет для однородной металлической пластины 0,001. Для сэндвич-конструкций с вибропоглощающим слоем: 0,39 для пленки ВПС-2,5 и 0,35 для ВПС-2,5, нанесенного на бумажный носитель.

Сравнительные испытания опытных партий вибропоглощающего композита «ВИПОНИТ», в которых вместо стандартной пленки ВПС-2,5 использовалась нанесенная на армирующую сетку пленка ВПС-2,5, показали увеличение коэффициента механических потерь с 0,25- 0,3 до значений 0,49 – 0,6 при сохранении остальных показателей. Было показано, что этот эффект обусловлен отсутствием «вытекания» полимерного материала при изготовлении металл-полимер-металл композита «ВИПОНИТ» методом горячего прессования.

СПИСОК ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Сятковский А.И., Симонов-Емельянов И.Д. Демпфирующие материалы на основе пластифицированных полибутилметакрилата, полиметилметакрилата, и поливинилацетата. // Пластические массы, 2023, №11-12, стр.26-30.
2. Сятковский А.И., Скобля Е.С., Кирпичников В.Ю. Современные вибропоглощающие плёночные материалы для снижения вибрации и шума.//Материалы международной научно-практической конференции “Перспективные машиностроительные технологии(Advanced Engineering Technologies) АЕТ 2024, Р.376-380/

ДИФфуЗИОННОЕ НАНОПОРОШКОВОЕ ЦИНКОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ АМг6, 1163 и В95

Галин Р.Г.^{1*}, Горнакова А.С.², Когтенкова О.А.², Хорошева М.А.², Храпова Н.Н.²,
Страумал Б.Б.²

¹ООО «Вика Гал 2», Челябинск, Россия

²Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипяна РАН, Черноголовка, Россия

*straumal@issp.ac.ru

Цинкование алюминия применяется в разнообразных технологиях для формирования защитных и декоративных покрытий на алюминиевых сплавах (см., например, патент РФ RU2610811C2 или патенты США 6692630, 5151167 и 5139886). Дальнейшее развитие этих методов имеет существенное значение для целого ряда отраслей промышленности. Челябинская компания ООО «ВИКА-ГАЛ» работает в области нанесения покрытий на поверхность металлических изделий с помощью диффузионного цинкования с 1999 года, а также обладает технологией нанесения защитных покрытий на алюминиевые сплавы. Фирма была создана для продолжения работ Лаборатории химико-термической обработки металлов в составе ЧФ НИИТСХМ по разработке промышленной технологии термодиффузионного цинкования. За время своего существования компания прошла путь от «ремесленной мастерской» по изготовлению простых установок цинкования до современного предприятия, являющегося одним из лидеров отрасли, использующего высокотехнологическое оборудование и наукоемкие технологии. В настоящее время ООО «ВИКА-ГАЛ» выпускает следующее оборудование для порошкового наноцинкования:

- Установка термодиффузионного цинкования метизов и мелких изделий циклического действия
- Установка термодиффузионного цинкования метизов непрерывного действия;
- Линия для термодиффузионного цинкования длинномерных изделий;
- Линия для термодиффузионного цинкования муфт НКТ;
- Линия для термодиффузионного цинкования обсадных муфт;
- Линия для цинкования внутренней поверхности труб.



Рисунок 1 – Участок нанесения термодиффузионных покрытий и оцинкованные муфты на АО Выксунский металлургический завод («ВМЗ»)

В последнее время фирмой «ВИКА-ГАЛ» реализован целый ряд проектов с крупными предприятиями России и Казахстана:

1. ОАО «Первоуральский новотрубный завод»: цинкование муфт для насосно-компрессорных труб.
2. ПАО «Синарский трубный завод»: цинкование муфт для насосно-компрессорных труб.
3. ТОО KSP Steel (Казахстан): цинкование муфт для насосно-компрессорных труб.
4. ПАО «Татнефть» (Альметьевск): завершение опытно-промысловых испытаний (ОПИ) штанговых муфт на добывающих скважинах ПАО «Татнефть».

Являясь безусловным технологическим лидером отраслей в области диффузионного цинкования, компания «ВИКА-ГАЛ» всегда находится в авангарде научно-технической мысли. Опираясь на колоссальный практический опыт и ноу-хау партнёров, компания «ВИКА-ГАЛ» прикладывает все силы для того, чтобы предоставить клиентам собственную продукцию и сервис высочайшего качества. Такие разработки возможны благодаря наличию на предприятии собственного опытного производства, обслуживающего как основное производство, так и выполняющего работы по изготовлению нестандартных изделий и опытных образцов для собственных нужд и для заказчиков различных отраслей промышленности.

В качестве насыщающей среды для диффузионного цинкования сплавов алюминия использовали нанокристаллизованный цинковый порошок, полученный по методике [1]. На рисунке 2 показано электронно-микроскопическое изображение частицы нанокристаллизованного порошка с нанокристаллическим оксидом цинка на поверхности.

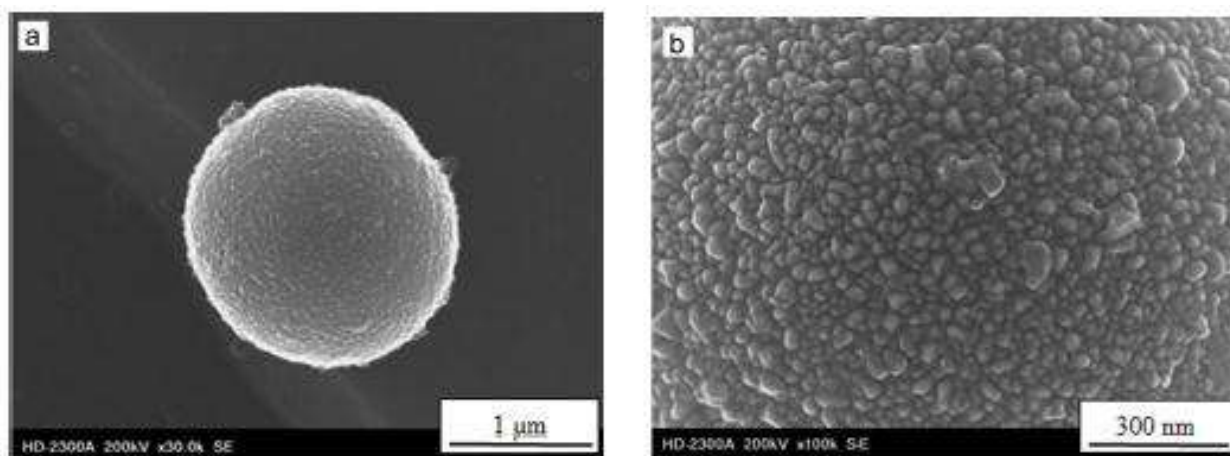


Рисунок 2 – Частица нанокристаллизованного порошка с нанокристаллическим оксидом цинка на поверхности [1]

Насыпную плотность исследуемых порошков определяли в соответствии с требованиями стандарта (ГОСТ 19440-94). Цинкование методом ротации проводилось в герметичных контейнерах на установке термодиффузионного цинкования в соответствии с подробностями, приведенными в стандарте (ГОСТ R 9.316-2006). Время обработки варьировалось от 1 до 2 часов; температура цинкования составляла 350°C, 380°C и 390°C. Для нанесения покрытий в статических условиях использовали герметичный контейнер, в который помещали образцы для цинкования и насыщающую смесь, таким образом, чтобы образцы и смесь полностью занимали пространство внутри контейнера (рис. 3).



Рисунок 3 – Контейнер с образцами в смеси для термодиффузионного цинкования

Затем воздух откачивали до остаточного давления 10^{-3} атм. Контейнер заполняли аргоном с избыточным давлением 0,05–0,10 атм и помещали в шахтную

печь. Конечную температуру в печи регулировали путем измерения температуры вблизи образца, помещенного в центр контейнера. Интенсивность массопереноса оценивалась путем измерения изменения массы образцов в процессе цинкования по отношению к общей площади поверхности оцинкованных образцов. Поверхности и сечения образцов были исследованы на сканирующем электронном микроскопе (РЭМ) Vega TS5130 MM (Tescan) оборудованном энергодисперсионным спектрометром LINK (Oxford Instruments).

Было обнаружено, что поскольку во время такого цинкования внутри образцов присутствовали жидкофазные прослойки по границам, то цинк проникает в такие образцы на большую глубину (рис. 4).

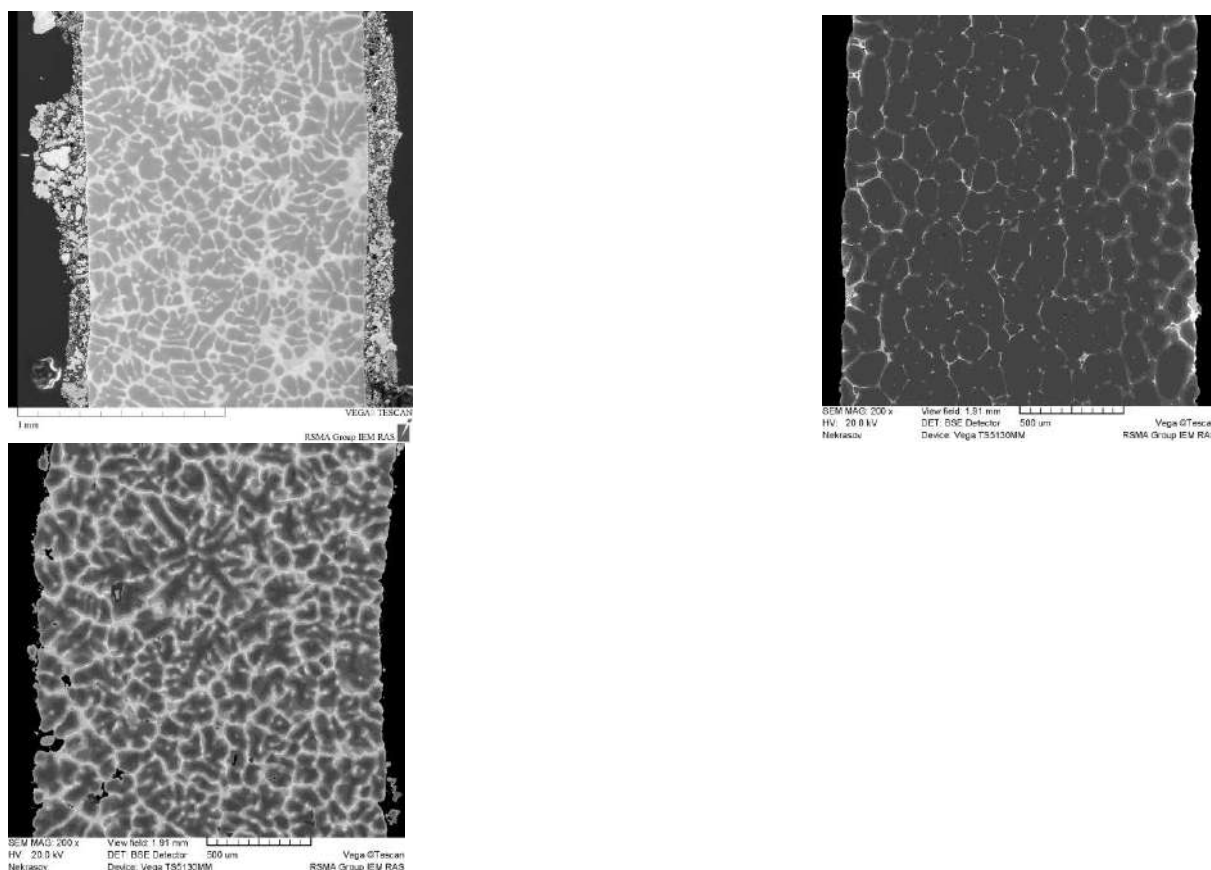


Рисунок 4 – РЭМ-микрофотографии сплавов АМг6 (слева), 1163 (в середине) и В95 (справа) после диффузионного нанопорошкового цинкования

Таким образом, полное и неполное смачивание границ зерен жидкой фазой в алюминиевых сплавах во время цинкования позволяет существенно увеличить глубину проникновения цинка в обрабатываемые детали.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. R. Galin, B., Khina, N. Shaburova, A. Wassilkowska // Techn. Trans. 2021. e2021009. <https://doi.org/10.37705/TechTrans/e2021009>

СМАЧИВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЁРЕН РАСПЛАВОМ В ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ИХ СВОЙСТВА

Страумал Б.Б.^{1*}, Горнакова А.С.¹, Когтенкова О.А.¹, Хорошева М.А.¹, Храпова Н.Н.¹, Орлов В.И.¹, Галин Р.Г.²

¹Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия

²ООО «Вика Гал 2», Челябинск, Россия

*straumal@issp.ac.ru

В работе была изучена микроструктура промышленных алюминиевых сплавов после отжига в интервале температуры между линиями ликвидуса и солидуса, когда в сплаве присутствует жидкая фаза. Были изучены три алюминиевых сплава, содержащих в качестве легирующих добавок в основном магний (AMg6), магний и медь (1163), а также магний медь и цинк (B95). Ниже температуры начала фазового перехода смачивания T_{wmin} расплав наблюдается в микроструктуре в виде отдельных частиц (рис. 1а). В объеме зерен эти частицы имеют сферическую форму, а на границах зерен – линзовидную форму, с ненулевым контактным углом с границами. Это означает, что все границы зёрен в таких образцах неполностью смочены расплавом. При повышении температуры отжига выше T_{wmin} в образцах появляются границы зёрен, полностью смоченные расплавом (рис. 1б). На таких границах расплав имеет форму сплошной прослойки от одного тройного стыка до другого тройного стыка границ. Контактный угол расплава с границами зерен при этом равен нулю. С повышением температуры отжига доля полностью смоченных границ возрастает, а доля неполностью смоченных границы уменьшается (рис. 2). При некоторой температуре T_{wmax} доля полностью смоченных границ зерен достигает 100%. Выше этой температуры зерна твёрдого раствора на основе алюминия полностью окружены расплавом.

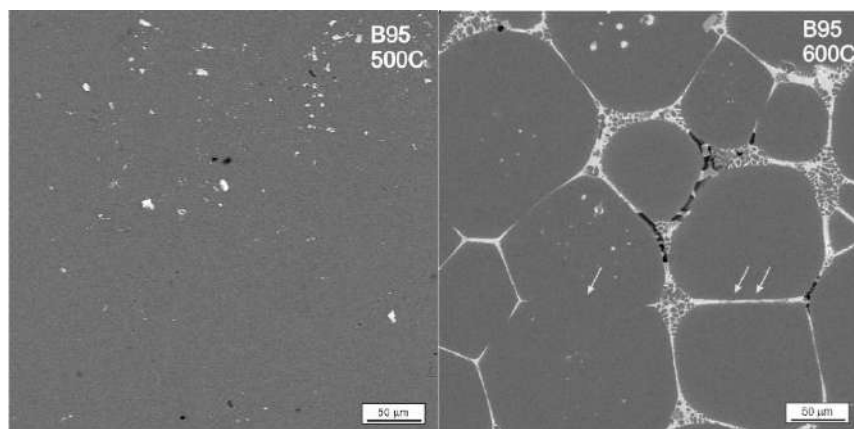


Рисунок 1 – РЭМ-микрофотографии сплава B95, отожженного при температуре 500°C (слева) и 600°C (справа) в течение 1 часа

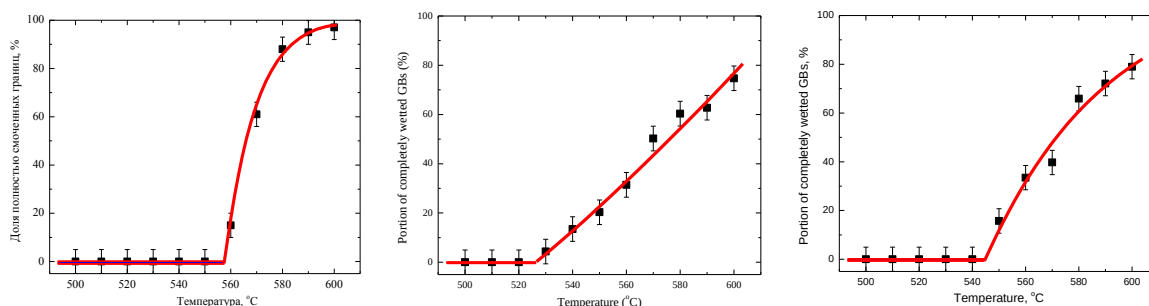


Рисунок 2 – Температурные зависимости доли полностью смоченных границ зерен для сплавов AMg6 (слева), 1163 (в середине) и B95 (справа)

Во время закалки после отжига жидкая фаза в объеме и на границах затвердевает и превращается в смесь хрупких интерметаллидов. Измерения

механических свойств с помощью трехточечного изгиба показывают, что изменение доли полностью смоченных границ может существенно изменять механические свойства материала (рис. 3). В частности, в образцах, отожженных при T_{wmin} и ниже, когда полностью смоченных границ нет, условный предел текучести $\sigma_{0.2}$ почти не меняется. Начиная с T_{wmin} , по мере увеличения доли смоченных границ, величина $\sigma_{0.2}$ быстро падает и уменьшается примерно в полтора раза к T_{wmax} (рис. 4). В то же время, модуль Юнга, который определяется в основном объемными свойствами зерен алюминия, остаётся практически неизменным при повышении температуры и изменении доли полностью смоченных границ (рис. 5).

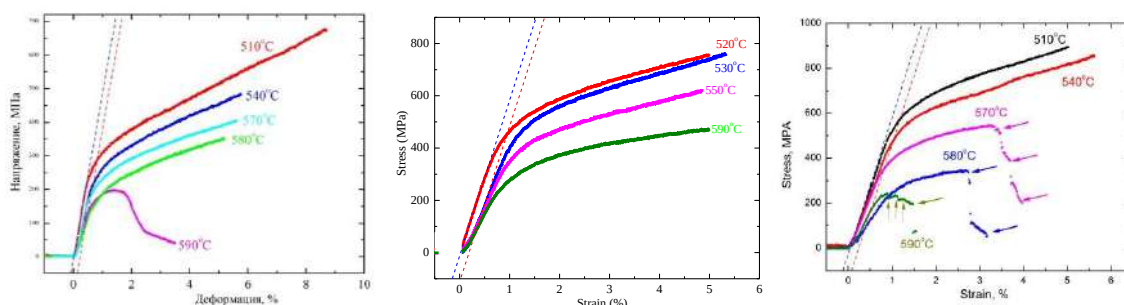


Рисунок 3 – Зависимости напряжения от деформации (кривые деформации) для образцов, отожженных при разных температурах для сплавов АМг6 (слева), 1163 (в середине) и В95 (справа)

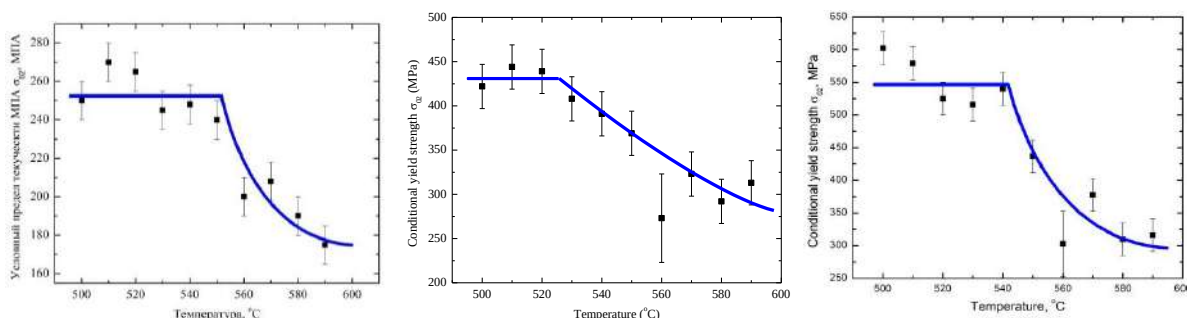


Рисунок 4 – Зависимости условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ от температуры предварительного отжига для сплавов АМг6 (слева), 1163 (в середине) и В95 (справа)

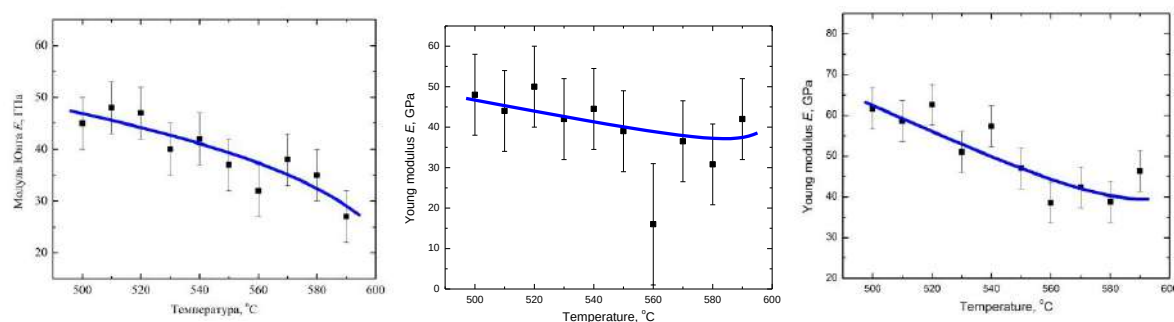


Рисунок 5 – Зависимости модуля Юнга для образцов, отожженных при разных температурах для сплавов АМг6 (слева), 1163 (в середине) и В95 (справа)

Образцы сплавов АМг6, 1163 и В95 были подвергнуты диффузионному нанопорошковому цинкованию. Поскольку во время такого цинкования внутри образцов присутствовали жидкофазные прослойки по границам, то цинк проникает в такие образцы на большую глубину (рис. 6).

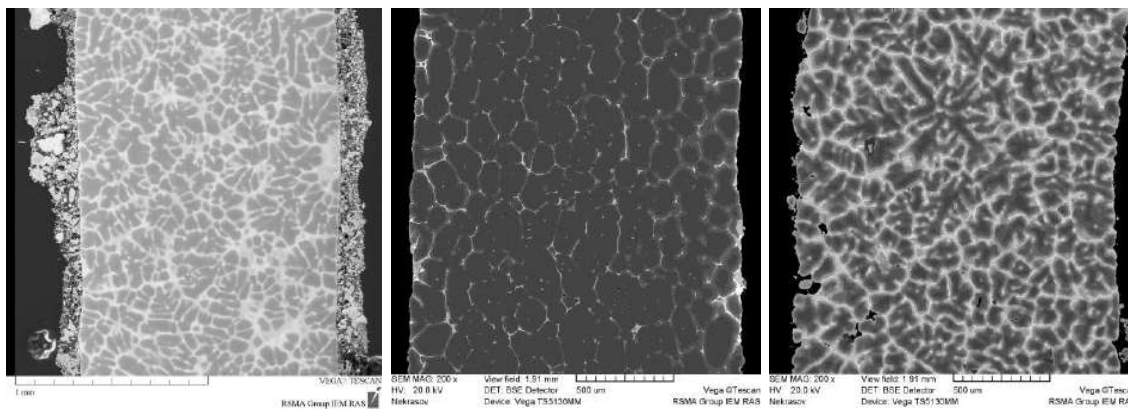


Рисунок 6 – РЭМ-микрофотографии сплавов АМг6 (слева), 1163 (в середине) и В95 (справа) после диффузионного нанопорошкового цинкования

Таким образом, полное и неполное смачивание границ зерен жидкой фазой в алюминиевых сплавах может существенно изменять как их механические свойства, так и поведение в разных технологических процессах, таких как цинкование.

ПРИМЕНЕНИЕ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ В СТРУКТУРНОЙ ХАРАКТЕРИЗАЦИИ СПЛАВА ВТ6 НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Дмитриева А.П.^{*}, Бузоверя М.Э., Ткаченко М.И.

Саровский физико-технический институт – филиал НИЯУ МИФИ,
г. Саров, Нижегородская обл., Россия

*dmiiitr4@yandex.ru

Развитие атомной отрасли, авиа- и ракетостроения, связи и других областей науки и техники выдвинуло в разряд первостепенных задач создание материалов с высокими эксплуатационными характеристиками. Среди производственных процессов, обладающим наибольшими потенциальными возможностями, с точки зрения создания новых материалов, так и с точки зрения технологических и экономических преимуществ, являются аддитивные технологии. В последнее время по этому направлению ведутся активные исследования, направленные на решение основных задач - повышение прочностных и эксплуатационных характеристик материалов, полученных по АТ. Одним из способов увеличения значений эксплуатационных характеристик является уменьшение размеров структурных элементов. Обязательным условием для решения данной задачи является применение и создание новых средств и методов диагностики на субмикронном и наномасштабном размерном уровне. Материалы, полученные по АТ, имеют структуру субмикронного уровня [1]. В связи с освоением инновационных технологий 3D-печати представляется актуальным изучение их влияния на структуру и свойства синтезируемых материалов [2]. Возможность формирования специфической структуры у синтезируемых материалов требует привлечения новых методов исследования, обеспечивающих высокое разрешение. Современным методом исследования структуры и свойств микро- и наноструктурированных материалов является атомно-силовая микроскопия (АСМ).

В работе методом АСМ будет исследован сплав нового поколения, полученный по аддитивной технологии, методом селективного лазерного сплавления (СЛС). Титановый сплав ВТ6 является одним из самых востребованных титановых сплавов в авиа, ракетостроении и в атомной отрасли.

Образцы получены на установке лазерного сплавления АМТ-16. Образец 1 - ВТ6, в исходном состоянии; Образец 2 - ВТ6, после термической обработки.

Исследования сплава проводились на сканирующем зондовом микроскопе Solver Next производства НТ МДТ г. Зеленоград. Сканирование поверхности проводилось в нескольких модах: в полуконтактной моде (tapping-mode) в режиме топографии, фазы на воздухе при нормальных условиях. Модуль Юнга снимался в контактной моде. В данных измерениях использовались кремневые кантилеверы серии NSG10/TiN. Для качественного и количественного определения фазового состава образцов была проведена съемка на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000. Микроструктура образца в исходном состоянии и после ТО представлена на рис. 1



Рисунок 1 – АСМ-изображение: а - исходное состояние; б - после ТО

Образец после синтеза имеет мартенситную структуру в виде тонких игл и точечных включений на фоне бесструктурной матрицы (рис.1). В свою очередь, бесструктурная матрица представляет собой мелкоигольчатый мартенсит (рис. 2а-

топография). На более низкоразмерном скане 5х5мкм видны иглы мартенсита. Средние размеры основных структурных элементов мартенсита приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Средние размеры основных структурных элементов

Размер, мкм	Игла		Включение		Расстояние между иглами
скана	30х30	5х5	30х30	5х5	30х30
Ширина, а	0,8	0,2	0,5	0,1	3,5
Высота, h	0,5	0,18	0,9	0,3	-
Длина, l	20	4,5	0,5	0,2	-

Анализ данных таблицы показывает, что в исходном состоянии образуется крупноигльчатый и мелкоигльчатый мартенсит, что хорошо иллюстрирует известное порционное образование мартенсита. Установлено [3], что мартенситное превращение состоит в практически мгновенном образовании порции мартенситных пластин, после чего превращение останавливается. При дальнейшем охлаждении превращение возобновляется за счет образования новых порций мартенсита и т.д. АСМ позволяет визуализировать этот процесс и проводить числовую параметризацию тонкой структуры мартенсита.

В режиме фазового контраста материал с точки зрения фазового состава однороден (рис.2б). На топографическом АСМ-изображении они имеют вытянутую/столбчатую структуру. Результаты АСМ-исследования подтверждаются результатами рентгеноструктурного анализа, согласно которому исходный образец 1 характеризуется α' -фазой без присутствия β -фазы.

После ТО картина претерпевает существенные изменения, что свидетельствует о структурно-фазовом превращении (Рис.2б) утрачивает типичную для мартенситного состояния игльчатая трансформируется в пластинчато-глобулярную морфологию.

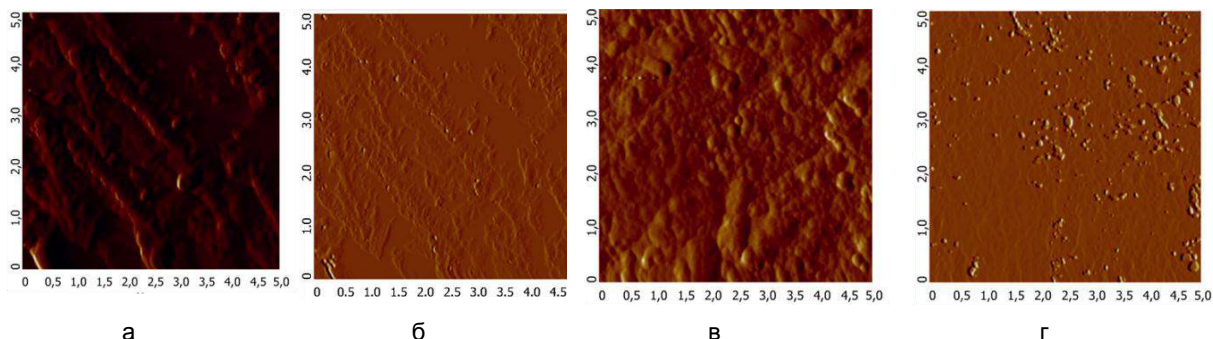


Рисунок 2 – АСМ-изображение, размер 5х5: а,б - исходный; в,г - после ТО; а,в - топография, б, г - фазовый контраст

После ТО в рамках пластин размером 3мкм (соответствует расстоянию между иглами, таблица 1) формируются равноосные зерна с глобулярной внутризеренной структурой (рис.1б). Размеры структурных элементов приведены в таблице 2.

Особенностью структуры зерен является то, что глобулы образуют ячеистую структуру с размером ячейки 0.5-1 мкм. Аналогичная ячеистая структура с размером ячейки 2мкм была выявлена методом электронной микроскопии в образцах стали, полученных ПЛВ [4].

Таблица 2 – Размеры структурных элементов в образце 2 после ТО, скан 30х30мкм

Размеры, мкм	Структурные элементы			
	Зерно	Глобула	Пластина зерне	Включение/пик
Ширина	2,0	0,5	0,3	0,50
Длина	2,0	0,5	2,0	0,5
Высота	0,3	0,3	0,3	0,65

Высота всех структурных элементов ниже, чем в мартенситной структуре согласно литературе [4] после ТО в результате распада метастабильной α' -фазы формируется равновесная ($\alpha+\beta$) структура.

Методом фазовой АСМ установлено, что после термической обработки сплава ВТ6, синтезированного методом СЛС, основной фазой является α -матрица (коричневый фон). На её долю приходится около 96% материала.

Вторая фаза (4%), идентифицированная как β -фаза, представлена крупными включениями и мелкодисперсной смесью, локализованной преимущественно по границам зерен матрицы (рисунок 3). Результаты АСМ (4,122% β -фазы) хорошо согласуются с данными рентгенофазового анализа (РФА: $3,7 \pm 0,9\%$ β -фазы), подтверждая эффективность метода для наблюдения структурно-фазовых превращений.

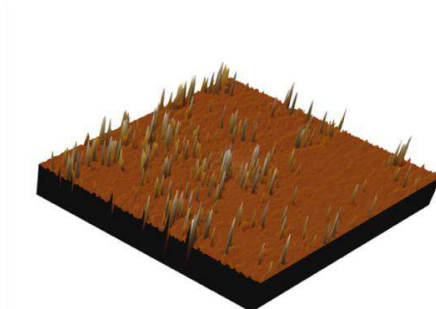


Рисунок 3 – 3D-изображение образца после ТО

В ходе работы выбраны методики АСМ и отработаны режимы получения представительных АСМ-изображений поверхности образцов ВТ6, полученного по 3D-технологии, до и после термообработки. Измерены морфологические параметры и микромеханические характеристики. Установлено, что после термообработки повышается пластичность сплава. Показана возможность определения β -фазы методом АСМ. Результаты определения β -фазы на АСМ сопоставлялись с данными рентгенофазового анализа.

Работа выполнена без внешних источников финансирования в рамках исследовательского плана СарФТИ НИЯУ МИФИ.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сафин Э. В., Малышева С. П., Галеев Р. М. Повышение механических свойств титанового сплава ВТ6 путем формирования бимодальной субмикромикрозеренной структуры // Письма о материалах. 2015. Т. 5, № 1. С. 94-96.
2. Кубанова А.Н., Сергеев А.Н., Добровольский Н.М., Гвоздев А.Е., Медведев П.Н., Малий Д.В. Особенности материалов и технологий аддитивного производства изделий. Чебышевский сборник. 2019;20(3):453-477.
3. Гуляев, А. П. Металлографическое исследование аустенитно-мартенситного превращения / А. П. Гуляев, Е. В. Петунина. с. 72. (1952).
4. Д.А. Ронжин, А.И.Мисюров и др. Наукоемкие технологии в машиностроении. – 2024. –№10 (160). – С. 3-11.

ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ С ЭЛИНВАРНЫМ ПОВЕДЕНИЕМ НОВОГО ТИПА

**Баранова А.П.¹, Дубинский С.М.¹, Скирпичникова А.А.¹, Елисеева О.-Л.В.¹,
Маркова Г.В.², Пермязова Д.В.², Прокошкин С.Д.¹**

¹*Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва,
Россия*

²*Тульский государственный университет ТулГУ, Тула, Россия
baranova.al.pavlovna@yandex.ru*

Разработка новых немагнитных коррозионностойких материалов с постоянным уровнем упругих свойств в широком температурном интервале – элинварным поведением для колебательных измерительных систем, используемых в миниатюрных датчиках и сенсорах, например, акселерометрах, является перспективной и важной задачей. Датчики, изготовленные из элинварных сплавов, кроме прямого авиакосмического применения, могут быть использованы в робототехнике и других высокотехнологичных областях, где основными требованиями являются высокая точность и нечувствительность к магнитным полям. Для решения данной задачи применяют материалы с элинварным поведением.

Ранее на титановом сплаве с памятью формы Ti-22Nb-6Zr (ат. %) был обнаружен новый тип элинварного поведения при охлаждении в интервале температур 550...150 °C ($\Delta T=400$ °C), основанный на уникальном межатомном взаимодействии в ОЦК β -фазе титановых сплавов. Повышение скорости нагрева позволило подавить выделение изотермической ω -фазы и получить элинварное поведение как при охлаждении, так и при нагреве. Одним из наиболее важных преимуществ элинварного поведения нового типа является аномально широкий температурный интервал, который ограничен температурным интервалом существования β -фазы, что составляет сотни градусов, тогда как у элинварного эффекта отличной природы интервал не превышает 200 °C. Особенности проявления элинварного поведения нового типа в сплаве Ti-22Nb-6Zr затрудняет его практическое применение, поэтому поиск новых сплавов, обладающих более совершенным элинварным поведением нового типа, является актуальным.

Для поиска элинварного эффекта были получены метастабильный β -сплав Ti-22Nb-15Zr и стабильные β -сплавы Ti-(40...50)Nb и Ti-(12,6...20)Mo. Была проведена разработка технологической цепочки, обеспечивающей формирование однофазной рекристаллизованной β структуры. Показано, что сплавы Ti-22Nb-15Zr, Ti-(40...50)Nb обладают элинварным поведением нового типа как при нагреве, так и при охлаждении в аномально широком температурном интервале от $T_{комн.}$ до ≈ 600 °C и интервале скоростей нагрева более 2,5 °C/мин с температурным коэффициентом модуля упругости порядка 10^{-5} C⁻¹. Установлено, что сплавы элинварным поведением нового типа немагнитные и коррозионностойкие.

*Исследование проведено при финансовой поддержке гранта Российского
научного фонда № 25-73-10041, <https://rscf.ru/project/25-73-10041/>*

ВЛИЯНИЕ БОРИДОВ НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Ti13Nb13Zr И Ti18Nb8Zr

Соколовский В.С.*, Озеров М.С.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия

*sokolovskiy@bsuedu.ru

В настоящее время к титановым имплантатам, в частности к широко применяемому сплаву ВТ6 (Ti-6Al-4V), предъявляются повышенные требования с точки зрения их биологической релевантности при длительном пребывании в организме человека. Относительно невысокие значения прочности, твердости и износостойкости титановых материалов существенно ограничивают возможности их применения в имплантологии. Кроме того, сплав ВТ6 содержит ванадий, обладающий токсичностью [2], а также алюминий, потенциально вызывающий неврологические и генотоксические эффекты.

Для обеспечения требуемого уровня прочности и износостойкости без ухудшения биосовместимости и коррозионной стойкости титановые сплавы медицинского назначения легируют элементами, не оказывающими вредного воздействия на организм, такими как Nb, Zr, Ta и др. [3]. В последние годы разработан среднеэнтропийный эквиатомный сплав TiNbZr, сформированный из наиболее биоинертных компонентов, который за счет сочетания высоких прочностных и пластических характеристик рассматривается как перспективный материал для ортопедических имплантатов [3; 4].

Применение сплавов Ti-13Nb-13Zr и Ti-18Nb-8Zr в качестве матричных систем, а также реализация мартенситного превращения в сочетании с введением боридных фаз могут обеспечить синергетический эффект, обусловленный одновременным действием нескольких механизмов упрочнения: твердорастворного, деформационного, зернограничного и дисперсионного, связанного с присутствием боридных волокон. При этом в литературе отсутствуют данные по металломатричным композитам с двухфазными матрицами Ti-13Nb-13Zr и Ti-18Nb-8Zr, что определяет научную новизну настоящего исследования. Создание подобных материалов открывает перспективы их применения в ортопедии, травматологии и других медицинских областях благодаря ожидаемому сочетанию высокой прочности, достаточной пластичности, пониженного модуля упругости, а также высокой биосовместимости и коррозионной стойкости.

В рамках данной работы были разработаны, получены и исследованы композиты на основе сплавов Ti-13Nb-13Zr и Ti-18Nb-8Zr с двухфазной структурой, армированные боридами. Слитки массой около 60 г получали методом вакуумно-дугового переплава из металлических гранул Ti, Nb и Zr (чистота не ниже 99,9 мас.%) с добавлением порошка TiB₂ (≥ 99,9 мас.%). Массовые соотношения исходных компонентов составляли 74:13:13 (сплав А) и 74:18:8 (сплав В). Содержание TiB₂ в шихте составляло 0,7 и 2,0 мас. %, что соответствует обозначениям А-0,7, А-2,0, В-0,7 и В-2,0. В качестве эталона были получены неармированные сплавы Ti-13Nb-13Zr и Ti-18Nb-8Zr тем же методом.

Форма боридов в полученных композитах представлена волокнами игольчатой формы со средним размером поперечного сечения ~0,6, ~2,0, ~0,7 и ~2,1 мкм для композитов А-0,7, А-2,0, В-0,7 и В-2,0 соответственно. Полученные результаты показывают, что Ti распределяется между матрицей и боридами достаточно равномерно в обоих сплавах (Рисунок 1), при этом бориды несколько обогащены Nb (Рисунок 1б, е) и почти не содержат Zr (Рисунок 1в, ж). Это указывает на формирование комплексного соединения (Ti,Nb)B в литых композитах. Поскольку монокристаллический NbB имеет кристаллическую структуру с пространственной группой Cmcm, аналогичную TiB, можно предположить, что атомы Nb замещают Ti в решетке TiB, формируя твердый раствор (Ti,Nb)B.

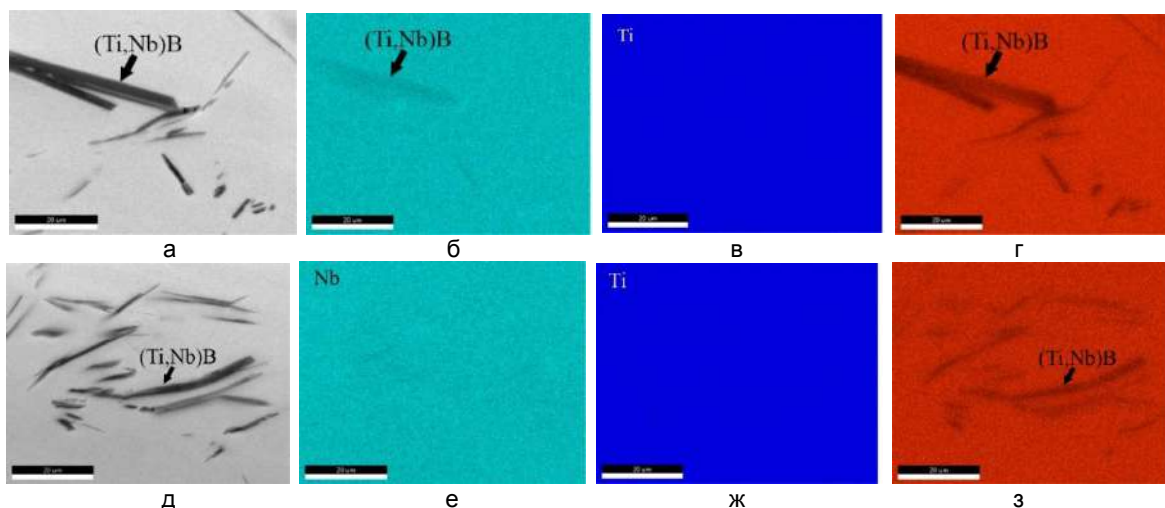


Рисунок 1 – Изображения BSE (а, д) и карты EDS, представляющие распределение Nb (б, е), Ti (в, ж) и Zr (г, з) в боридах (Ti,Nb)B и матрице TiNbZr в сплавах А-2,0 (а–г) и В-2,0 (д–з)

Анализ коррозионных свойств показал, что неармированный сплав Ti-13Nb-13Zr (Сплав А) характеризуется более высокой коррозионной стойкостью чем Ti-18Nb-8Zr (Сплав В). Такое поведение свидетельствует о положительном влиянии снижения Nb и увеличения Zr. В частности, потенциал разомкнутой цепи для сплава А выше, значения потенциала коррозии близки, однако начало пассивации происходит несколько раньше, а плотность пассивирующего тока ниже, что указывает на менее интенсивное растворение. Введение TiB_2 способствует дополнительному повышению коррозионной стойкости. Для системы Ti-18Nb-8Zr оптимальным оказалось содержание 2,0 % TiB_2 (сплав В-2,0), тогда как для Ti-13Nb-13Zr наилучшие результаты достигнуты при 0,7 % TiB_2 (сплав А-0,7). При этом добавка не оказывает существенного влияния на потенциалы коррозии и пассивации, но приводит к снижению плотности тока (Таблица 1). Также важно отметить отсутствие выраженного питтинга на поверхности композитов, что указывает на низкую интенсивность коррозионного процесса.

Таблица 1 – Электрохимические параметры исследуемых сплавов после поляризации в растворе Рингера (E_{OCP} – Потенциал разомкнутой цепи, $E_{кор}$ – Потенциал коррозии, E_p – Потенциал пассивации, i_p – Плотность тока пассивации)

Образец	E_{OCP} , мВ	$E_{кор}$, мВ	E_p , мВ	$i_p \cdot 10^{-5}$, А/см ²
Сплав А (Ti13Nb13Zr)	-145 ± 5	1503 ± 15	1943 ± 20	$2,36 \pm 0,03$
Сплав А-0,7	-235 ± 5	1442 ± 15	1945 ± 20	$1,26 \pm 0,03$
Сплав А-2,0	-226 ± 5	1442 ± 15	1734 ± 20	$1,44 \pm 0,03$
Сплав В (Ti18Nb8Zr)	-196 ± 5	1513 ± 15	1962 ± 20	$3,07 \pm 0,05$
Сплав В-0,7	-149 ± 5	1462 ± 15	1951 ± 20	$2,76 \pm 0,05$
Сплав В-2,0	-225 ± 5	1454 ± 15	1950 ± 20	$1,64 \pm 0,03$

На рисунке 2 представлены зависимости коэффициента трения μ от пути трения. Видно, что для всех состояний, за исключением неармированного сплава А, характер кривых сходен: с увеличением пути наблюдается рост μ . Стадия приработки завершается после 60 м, тогда как для неармированного сплава А она не заканчивается даже после 180 м. В целом коэффициент трения демонстрирует тенденцию к снижению с увеличением пути трения (Рисунок 2). В сплаве А введение TiB_2 приводит к увеличению среднего значения μ в диапазоне 0,814-1,054. Для сплава Ti-18Nb-8Zr коэффициент трения изменяется в более узком интервале 0,956-0,972 и практически не зависит от содержания боридов (Таблица 2). Анализ трибологических характеристик показал, что неармированный сплав А обладает более высокой износостойкостью по сравнению со сплавом В, что подтверждается меньшими значениями фактора износа. Введение TiB_2 в сплав А приводит к небольшому увеличению этого показателя, то есть к некоторому снижению износостойкости, а также к росту износа контртела. Для сплава В при добавке 0,7 % TiB_2 наблюдается

незначительное улучшение износостойкости, тогда как при 2 % она несколько снижается. В целом влияние армирования TiB_2 на износостойкость сплава В менее выражено, чем для сплава А. Обнаружено незначительное ухудшение износостойкости композитов по сравнению с исходными неармированными сплавами.

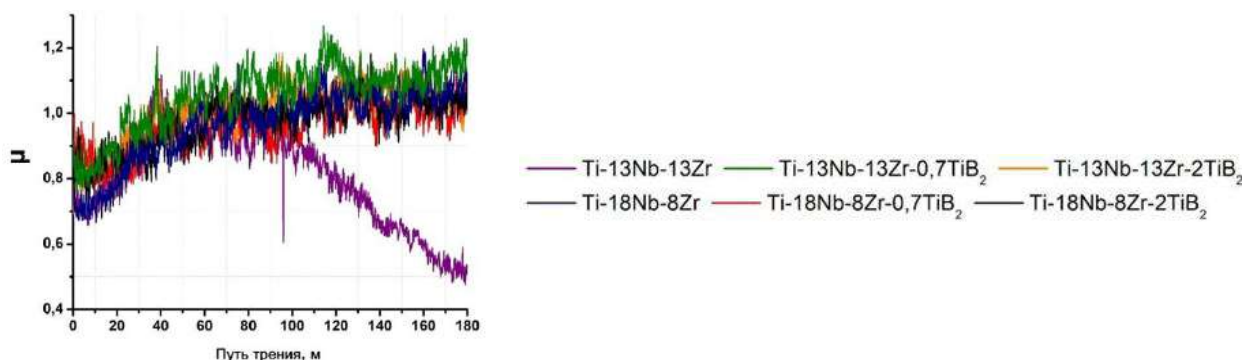


Рисунок 2 – Зависимости изменения коэффициента трения (μ) от пути трения

Таблица 2 – Коэффициент трения и параметры износостойкости образцов после трибологических испытаний (W_k – фактор износа контртела, $W_{обр}$ – фактор износа образца, μ – коэффициент трения)

Образец	$W_k \cdot 10^{-3}, \text{мм}^3/\text{Нм}$	$W_{обр} \cdot 10^{-4}, \text{мм}^3/\text{Нм}$	μ
Сплав А (Ti13Nb13Zr)	$1,18 \pm 0,02$	$1,04 \pm 0,02$	$0,814 \pm 0,005$
Сплав А-0,7	$1,67 \pm 0,03$	$1,07 \pm 0,02$	$1,054 \pm 0,005$
Сплав А-2,0	$2,10 \pm 0,05$	$1,51 \pm 0,02$	$1,007 \pm 0,005$
Сплав В (Ti18Nb8Zr)	$1,70 \pm 0,03$	$1,46 \pm 0,02$	$0,968 \pm 0,005$
Сплав В-0,7	$1,51 \pm 0,02$	$1,43 \pm 0,02$	$0,956 \pm 0,005$
Сплав В-2,0	$2,16 \pm 0,05$	$1,36 \pm 0,02$	$0,972 \pm 0,005$

Установлено, что микроструктура полученных литых композитов, синтезированных методом вакуумно-дугового переплава, представлена двухфазной α - β -матрицей сплавов Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr с хаотично распределенными в ней боридными волокнами (Ti,Nb)B. Показано, что армирование этих матриц частицами TiB_2 , а также примененный метод получения композитов Ti13Nb13Zr/(Ti,Nb)B и Ti18Nb8Zr/(Ti,Nb)B обеспечивают повышение прочностных характеристик без критического снижения пластичности.

Выявлено, что введение боридов в сплавы Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr, независимо от их содержания, способствует повышению коррозионной стойкости. При этом снижение доли Nb и увеличение содержания Zr дополнительно улучшает коррозионные свойства, хотя механизм коррозии остается неизменным и характеризуется наличием признаков питтингового разрушения. Трибологические исследования показали, что композиты Ti-13Nb-13Zr/(Ti,Nb)B и Ti-18Nb-8Zr/(Ti,Nb)B обладают удовлетворительным уровнем износостойкости.

Полученные результаты являются новыми и позволяют рассматривать композиты Ti-13Nb-13Zr/(Ti,Nb)B и Ti-18Nb-8Zr/(Ti,Nb)B как перспективные материалы для применения в биомедицинской области. В дальнейшем планируется проведение исследования возможностей повышения свойств путем деформационно-термической обработки.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00476-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00476/>

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Zhang L.C., Chen L.Y. A Review on biomedical titanium alloys: Recent progress and prospect. Advanced engineering materials. 2019; 21:1801215. <https://doi.org/10.1002/adem.201801215>
2. Okazaki Y. A new Ti–15Zr–4Nb–4Ta alloy for medical applications. Current Opinion in Solid State and Materials Science. 2001; 5:45–53. [https://doi.org/10.1016/S1359-0286\(00\)00025-5](https://doi.org/10.1016/S1359-0286(00)00025-5)

3. Ozan S., Lin J., Li Y., Ipek R., Wen C. Development of Ti–Nb–Zr alloys with high elastic admissible strain for temporary orthopedic devices. *Acta Biomaterialia*. 2015; 20:176–187. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2015.03.023>
4. Senkov O.N., Rao S., Chaput K.J., Woodward C. Compositional effect on microstructure and properties of NbTiZr-based complex concentrated alloys. *Acta Materialia*. 2018; 151: 201–215. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.03.065>

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОБРАТНЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ ВОЛНЫ В ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЛАСТИНАХ

Кузнецова И.Е.^{*}, Дацук Е.Р., Недоспасов И.А., Смирнов А.В.

Институт радиотехники и электроники им.В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

*kuziren@yandex.ru

Как известно, при изменении температуры звукопровода происходит изменение его физических свойств, что приводит к изменению характеристик акустических волн распространяющихся в нем [1]. В связи с этим еще в 70-х годах прошлого столетия было показано, что при разработке различных акустоэлектронных устройств обработки сигналов важное значение имеет температурный коэффициент задержки, который отвечает за стабильность характеристик устройства при изменении температуры окружающей среды [1]. Этот факт является причиной постоянного интереса исследователей к изучению влияния температуры на фазовую скорость акустических волн. Температурные коэффициенты задержки (ТКЗ) были рассчитаны и измерены для объемных (ОАВ) и поверхностных акустических волн (ПАВ) [1, 2], волн Лява [3], волн различных типов в пластинах [4].

В последние годы возрос интерес исследователей к новому типу акустических волн в пластинах, которые характеризуются аномальной дисперсией и противоположно направленными групповой и фазовой скоростями [5]. Эти волны также характеризуются наличием точки с нулевой групповой скоростью ZGV, что является уникальным явлением среди всех остальных типов акустических волн. Данная точка соответствует частоте отсечки для этих волн и ее положение очень чувствительно к изменению характеристик окружающей среды. Эти волны также могут существовать и в пьезоэлектрических пластинах, однако информация о влиянии температуры на их свойства в литературе отсутствует.

В данной работе исследовано изменение фазовой скорости обратных акустических волн в различных материалах слабо и сильно пьезоактивных материалах (парателлурит, йодат лития, ниобат лития).

При помощи метода матрицы передачи были рассчитаны дисперсионные зависимости фазовой скорости обратных волн различных типов и порядков от параметра hf для вышеуказанных материалов. На рис. 1 приведены теоретически полученные дисперсионные зависимости для прямой $SH_1(a)$ и обратной $A_1(b)$ акустических волн в пластине YX ниобата лития при температурах от -60°C до 100°C . Здесь также приведены вспомогательные линии $V_{ph} = \lambda \times f$ для определения величины пространственного периода (длины волны λ) встречно-штыревых преобразователей (ВШП) при проведении экспериментов.

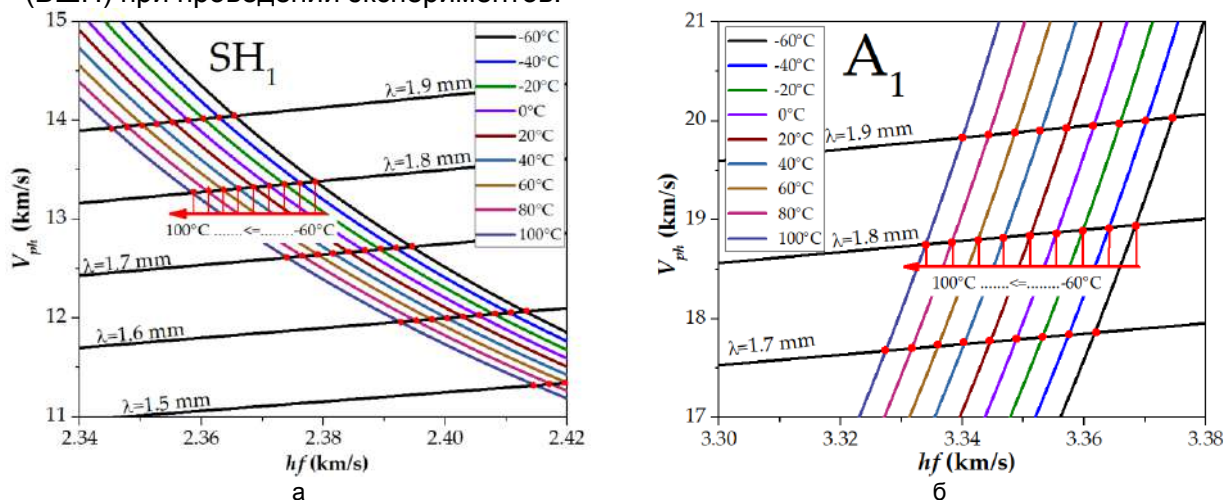


Рисунок 1 – Теоретические дисперсионные зависимости фазовой скорости от параметра hf для прямой $SH_1(a)$ и обратной $A_1(b)$ акустических волн в пластине YX ниобата лития при температурах от -60°C до 100°C

Видно, что при увеличении температуры V_{ph} и λ обратной A_1 волны растет при фиксированном значении hf , а для прямой волны эти параметры уменьшаются. Это связано с аномальной дисперсией обратных акустических волн.

Анализ теоретических результатов показал, что ТКЗ для обратных волн имеет противоположный знак по сравнению с прямыми волнами. Кроме того, обнаружено, что для прямой волны величина ТКЗ является максимальной вблизи частоты отсечки. При увеличении hf она уменьшается и выходит на насыщение. Для обратной волны величина ТКЗ является максимальной вблизи точки ZGV. При увеличении hf она сначала уменьшается, а затем увеличивается и снова достигает максимума вблизи частоты отсечки обратной волны. Показано также, что максимальная величина ТКЗ для обратной A_1 волны в 50 раз выше, чем ТКЗ для поверхностных акустических волн и прямых волн в пластинах в одном и том же материале.

Затем было проведено экспериментальное исследование влияния температуры от -60°C до 100°C на прямую SH_1 и обратную A_1 акустические волны в пластине YX ниобата лития.

На рис. 2 приведены результаты экспериментальных исследований.

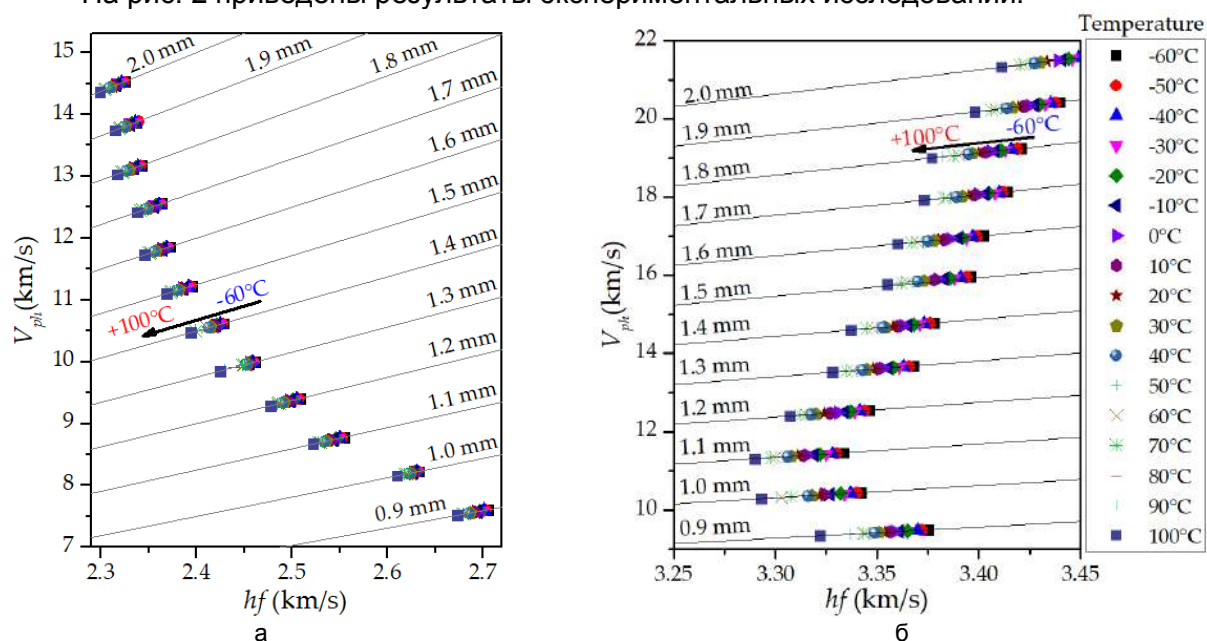


Рисунок 2 – Экспериментально полученные дисперсионные зависимости фазовой скорости от параметра hf для прямой SH_1 (а) и обратной A_1 (б) акустических волн в пластине YX ниобата лития при температурах от -60°C до 100°C

Видно хорошее соответствие теоретических и экспериментальных данных. Полученные результаты позволяют разработать акустоэлектронный датчик температуры с чувствительностью значительно более высокой, чем при использовании прямых акустических волнах.

Исследование проведено при финансовой поддержке РФФИ (грант № 25-19-00872).

СПИСОК ИСПОЛЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. A.J. Slobodnik. The temperature coefficients of acoustic surface wave velocity and delay on lithium niobate, lithium tantalite, quartz, and tellurium dioxide. Tech. Rep. AFCRL-TR- 72-0082, no. 477, Bedford, MA: Air Force Cambridge Research Laboratories, 1971
2. K. Yamanouchi, H. Odagawa. // IEEE Trans. on Ultras., Ferroel. and Freq. Contr. 1999. V.46. P.700-705.
3. B. Jakoby, M. J. Vellekoop. // IEEE Trans. on Ultras., Ferroel., and Freq. Contr. 2002. V.47. P. 701-705.
4. I.E. Kuznetsova, B.D. Zaitsev, S.G. Joshi // Proc. of IEEE Int.Ultras. Symp., 7-10 Oct., 2001, Atlanta, USA. 2010. V.1. P. 157-160.
5. A.Y. Charau, J. Laurent, T.Valier-Brasier // Ultras. 2025. V.155. #107733.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ И ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭВОЛЮЦИЮ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ

Короткевич С.В.¹, Грунтович Н.В.², Плескачевский Ю.М.³

¹РУП Минскэнерго, Минск, Беларусь

²ГИПК «Газ–Институт», Гомель, Беларусь

³БелГУТ, Гомель, Беларусь

korotkevichsv1968@gmail.com

Система, находящаяся под внешним воздействием, стремится противостоять этому воздействию [1] и в соответствии со вторым законом термодинамики занять положение, которому соответствует минимальная энергия. Второй закон термодинамики не отвечает на вопрос, как она это делает? Физическая система ищет каналы и механизмы релаксации энергии в соответствии с принципом наименьшего действия (ПНД). Одним из таких механизмов является снижение поверхностной энергии металлов в результате адсорбции поверхностно-активных веществ (ПАВ), содержащихся в средах. В статьях Ребиндера и Щукина убедительно показано влияние ПАВ на прочностные свойства металлов [2]. В главе приводятся результаты модельных исследований действия среды (хлорсодержащих соединений) на поверхность металлов с гексагональной кубической кристаллической решёткой (ГЦК) и объёмно-центрированной кубической кристаллической решёткой (ОЦК). Приводятся конкретные примеры отклика прочностных свойств металлов на состав и характеристики внешней среды.

Целью работы является установление влияния действия ПАВ, содержащихся во внешней среде, на прочностные свойства металлов и механизмы их разрушения в соответствии с принципом наименьшего действия (ПНД). Определение принципа наименьшего действия (ПНД) – минимум совершения работы системой во времени (действие – Дж·с) в ответ на внешнее воздействие.

Методика экспериментов с образцами никеля описана подробно в работе [3]. Кинетика упрочнения и разрушения поверхности металлов исследовалась с использованием метода ФМР при частоте внешнего электромагнитного поля $\nu = 9600$ МГц, электронной просвечивающей микроскопии, рентгеноструктурного и металлографического анализа, электронография средних и малых энергий и др. [3]. Электронно-микроскопические исследования никеля осуществляли на микроскопе ЭВМ-100АК и Hitachi H-800 методом тонких фольг «на просвет». Исследование кинетики изнашивания поверхностных слоев проводилось с использованием электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) и ИК спектрометра Фурье.

Испытание на трение проводили на машине типа АЕ-5 с прецизионной установкой плоскости контактирования и на четырёхшариковой машине. Трибонагружение скольжения пары никель–молибден (Ni-Mo) осуществляли, в основном, в смазке ЦИАТИМ-201 при номинальном контактом давлении ≈ 84 и ≈ 168 кПа и линейной скорости $\approx 0,5$ м/с.

В результате сильного локализованного сдвига в головной части скоплений дислокаций и охрупчивания материала, обусловленного уменьшением энергии поверхностных связей в присутствии жидкой смазочной среды, образуются мелкие микротрещины с характерными размерами $\approx 0,01 \div 0,10$ мкм [3]. В соответствии с ПНД микротрещины движутся в поле приложенных напряжений в сторону максимальной плотности дислокаций и сливаются, образуя элементы разрушения (рис. 1, а, стрелки) [4]. Металлические поверхности, подвергаясь различным физико-химическим воздействиям среды, могут охрупчиваться при адсорбции её атомов и молекул из-за уменьшения прочности атомных связей в областях концентраций упругих напряжений дислокационных скоплений и вершин микротрещин [3] (рис. 1).

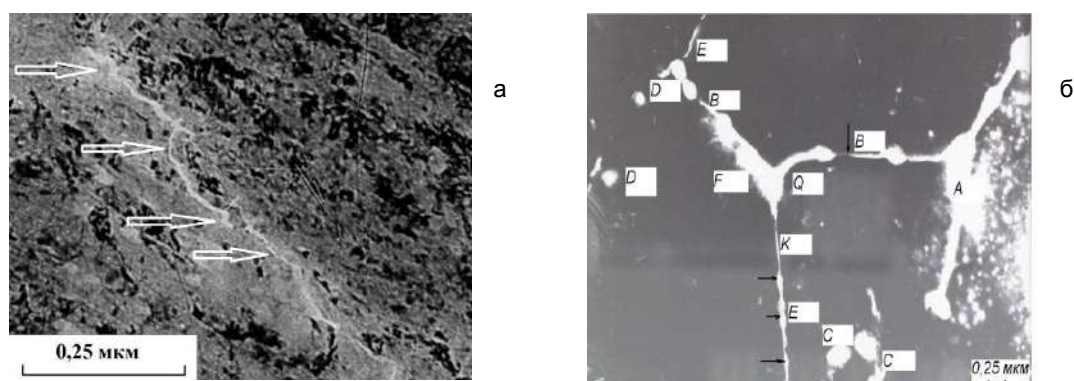


Рисунок 1 – Микроструктура поверхностного слоя: а) коррозионное растрескивание под напряжением; б) образование микропор в пластинчатой структуре при времени трибонагружения (t) – t = 9,2 кс

Существенное влияние кинетики поверхностных процессов связано с адсорбционным облегчением пластической деформации и снижением прочности поверхностного слоя, согласно эффекта П. А. Ребиндера [2]. Действие органических ПАВ в этом случае обусловлено облегчением выхода дислокаций на поверхность ввиду понижения поверхностного натяжения [2]. Это приводит к снижению количества дислокаций в подповерхностном слое металла. Этот процесс обуславливает уменьшение предела текучести и повышение пластичности материала у поверхности. Наличие дефектов упаковки (рис. 2, а, стрелка, вставка) обуславливает дальнейшую кинетику микроструктурных преобразований и определяет формирование магистральных трещин вдоль границ зонного расслоения материала (рис. 2, а). Хрупкое разрушение посредством скола представлено на рисунке 2 а, б, стрелки [3]. На рисунке 2б показано, как трещина из глубины металла выходит на поверхность в т. А, где А углубление (интрузия), которое сформировано либо очагом локальной коррозии, либо при изначальной обработке поверхности никеля шлифованием и т.д.

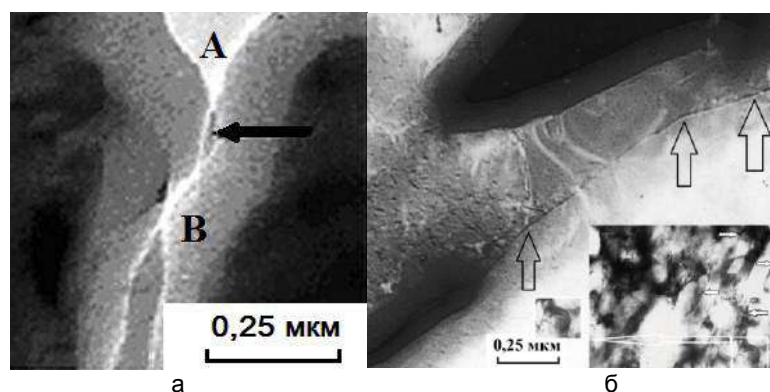


Рисунок 2 – Формирование трещин: а) формирование магистральных трещин сколом вдоль границ зонного расслоения материала; б) объединение внутренней трещины (В) с интрузией на поверхности (А)

Оценим максимальное растягивающее напряжение у вершины трещины (рис. 1, б поз. В; рис.2, б, поз. В), необходимое для ее продвижения с учетом радиуса её закругления по формуле [3] (таблица 1):

$$\sigma = (E\gamma / 4l)^{1/2}, (1)$$

где σ – напряжение, действующее на связи материала в вершине трещины; $\rho = R/a$ – безразмерная величина, связанная с пластическим затуплением вершины трещины, здесь R – радиус острия, a – постоянная решетки; l – длина трещины; γ – поверхностная энергия скола никеля.

Таблица 1 – Значения напряжений микротрещин и пор

n/n	Позиция дефекта на рисунке	Вид дефекта	Значение напряжения, Па	Характерный размер(длина/ширина), нм	Радиус закругления, нм
1	Рис. 2, б (стрелка)	Микро-трещина	$0,8 \cdot 10^9$	1370/90	10
2	Рис. 1, поз. В, стрелка	Микро-трещина	$4,8 \cdot 10^9$	135/63	19
3	Рис. 1, поз. D	Пора	$1,9 \cdot 10^8$	18,5	18,5
4	Рис. 1, поз. В,С	Пора	$0,8 \cdot 10^8$	46	46
5	Рис. 1, поз. А	Пора	$0,4 \cdot 10^8$	93	93

Определение принципа наименьшего действия (ПНД) – минимум совершения работы системой во времени (действие – Дж·с) в ответ на внешнее воздействие. Принцип наименьшего действия является основополагающим, фундаментальным принципом, определяющим поиск и установление инвариантов для процессов, протекающих в пространственно-временном континууме. Показано, что принцип Ле Шателье–Брауна, описывает верхнее и нижнее граничное условие кинетики эволюции поверхности металла, которая протекает в соответствии с принципом наименьшего действия (ПНД). Последнее подчёркивает более фундаментальное и широкое применение ПНД для описания процессов, протекающих в пространственно-временном континууме, в том числе, химии, биологии, медицине, цифровых технологиях и т.д.

Описаны механизмы упрочнения и разрушения поверхностного слоя никеля под действием ПАВ, содержащихся в смазочном материале ЦИАТИМ-201. На основе литиевых смазочных композиций с добавкой 3 масс. % политрихлорэтилена разработан и запатентован пластичный смазочный материал. Показана высокая адсорбционная способность ионов хлора на поверхности сталей ШХ-15, Ст-45 и др. подшипниковых сплавов. Проведенные лабораторные, стендовые и эксплуатационные испытания разработанной смазочной композиции показывают, что сформированные хемосорбированные слои выдерживают контактные давления до ≈ 2 ГПа и обладают высокими антифрикционными свойствами.

Осуществлена количественная оценка параметров дефектной структуры фрагментированного поверхностного слоя никеля в условиях её фазовой нестабильности в полях высоких локальных напряжений. Установлены свойства сильно фрагментированного слоя никеля.

Определена роль хлорсодержащих соединений, содержащихся в воздухе или внешней среде на прочностные свойства металлов. Установлены механизмы разрушения металлических изделий различного функционального назначения. В результате анализа данных выявлен и описан отклик или обратное влияние внешней среды на прочностные свойства металлов.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Леенсон, И. Принцип Ле Шателье – не только в химии / И. Леенсон // Химия и жизнь. – 1999. – №7. – С. 58–60.
2. Ребиндер, П. А. Поверхностные явления в твердых телах в процессах их деформации и разрушения / П. А. Ребиндер, Е. Д. Щукин // Успехи физ. наук. – 1972. – Т. 108, вып. 1. – С. 3–42.
3. Пинчук, В.Г. Кинетика упрочнения и разрушения поверхности металлов при трении /В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич.– Saarbrücken: Lambert Academic Publishing, 2014.–181 с.
4. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб ; под ред. Б. Я. Любова. – М. : Мир, 1972. – 408 с.

О ДИФфуЗИОННОМ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИИ УГЛЕРОДА И ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ (Fe-0,85 ат.%C) ПРИ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ

Нечаев Ю.С.^{1*}, Шурыгина Н.А.², Филиппова В.П.¹
¹ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия
²РТУ МИРЭА, Москва, Россия
*yuri1939@inbox.ru

Посредством анализа ряда экспериментальных данных [1-4] для среднеуглеродистых сталей и сплава Fe-0,85 ат.% C показано, что при реечном мартенситном превращении, при закалке из аустенитного состояния в ледяную ванну, имеет место аномально быстрое диффузионное перераспределение атомов углерода из твердого раствора в атмосферы на дислокациях, происходящее, главным образом, при мартенситном сдвиге по ширине реек, вызывающем высокоскоростную деформацию реек ($\dot{\epsilon} \approx 10^5 \text{ с}^{-1}$) и образование в них высокой плотности дислокаций ($\rho \approx 6 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$) [1-2].

Впервые определен коэффициент диффузии углерода в решетке реечного мартенсита при мартенситном превращении в интервале температур начала (T_H) и конца (T_K) превращения ($D \approx 10^{-3} \text{ см}^2 \text{ с}^{-1}$), что на 6–7 порядков превышает известные значения коэффициента диффузии углерода в решетке феррита при температурах ($T_H - T_K$), то есть при мартенситном превращении имеет место аномально быстрая диффузия углерода, очевидно, обусловленная высокоскоростной деформацией реек ($\dot{\epsilon} \approx 10^5 \text{ с}^{-1}$) при мартенситном сдвиге.

Показано, что перераспределение атомов углерода при изотермической выдержке закаленного сплава при 293 К происходит с «нормальным» коэффициентом диффузии ($D \approx 2 \cdot 10^{-17} \text{ см}^2 \text{ с}^{-1}$), близким к известному значению коэффициента диффузии углерода в решетке феррита при комнатной температуре [1].

Показано, что твердый раствор углерода в решетке реечного мартенсита при мартенситном превращении (при температурах ($T_H - T_K$)) может содержать ~0,75 ат.% C и являться формально пересыщенным (на несколько порядков) по отношению к выпадению цементита (если не учитывать напряженное состояние раствора). Напряженный раствор находится в равновесии при ($T_H - T_K$) с весьма «слабыми» атмосферами (в отношении закрепления дислокаций); число атомов углерода в расчете на дислокацию атомной длины здесь на порядок ниже по сравнению с «сильными» Коттрелловскими атмосферами в сплаве при 293 К ($n = 21 \pm 1$), находящимися в равновесии с напряженным раствором с концентрацией 0,17 ат.% C.

Показана целесообразность использования полученных в настоящей работе результатов для интерпретации известных данных о растворении цементита и диффузионном перераспределении освободившегося таким образом углерода в Коттрелловские атмосферы на дислокациях в деформируемых (при комнатной температуре) перлитных сталях, а также для интерпретации известных данных о предотвращении замедленного хрупкого разрушения реечного мартенсита в закаленных из аустенитного состояния и выдержанных при комнатной температуре низко- и среднеуглеродистых сталях посредством отпуска при температурах $\sim(T_H - T_K)$.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Ю.С. Нечаев // УФН. 2008. Т. 178. С. 709-725.
2. Ю.С. Нечаев, Н.А. Шурыгина, А.О. Черетаева и др. // ПЧММ. 2025. № 3. С.13-22.
3. J. Wilde, A. Cerezo, G.D.W. Smith // Scripta Materialia. 2000. V. 43. № 1.
4. В.М. Гундырев, В.И. Зельдович, В.М. Счастливцев // ФММ. 2020. Т. 121. № 11. С. 1142-1161.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕГО ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ МЕТАЛЛОПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ AL-SI

Глущенко В.А.*, Носова Е.А., Хаймович А.И., Оруджова Т.С.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П.

Королева

*imp@ssau.ru

В настоящее время в машиностроении большое внимание уделяется разработке, исследованию и промышленному освоению аддитивных технологий прямого лазерного сплавления металлопорошковых композиций [1]. На рисунке 1 показаны детали, полученные с помощью этой технологии.



Рисунок 1 – Продукция авиакосмического назначения, полученная с помощью аддитивной технологии

Перед учеными и инженерами остается не решенная задача повышения механических свойств материала изделий, полученных прямым лазерным сплавлением металлопорошковых композиций [2].

Предлагаемое техническое решение. Предлагается на плоские образцы, полученные сплавлением порошковой композиции Al-Si, воздействовать импульсным магнитным полем (ИМП)[3]. В результате такого воздействия в выращенных пластинах наводятся вихревые токи (рис. 2).

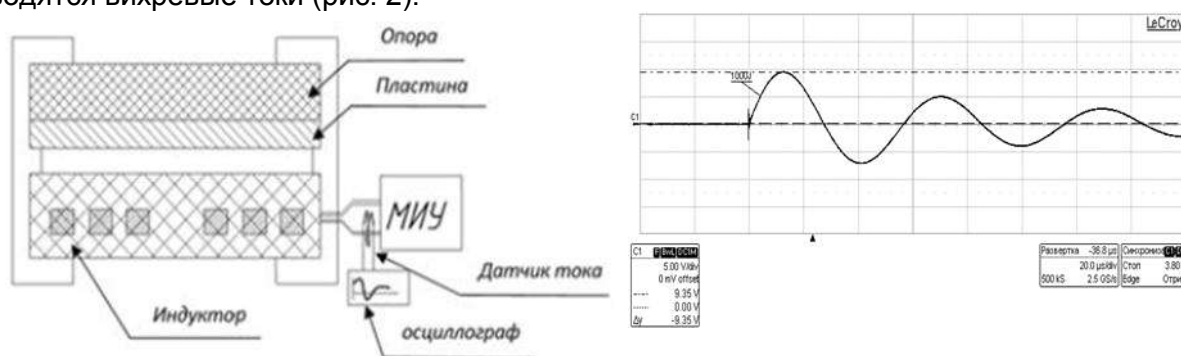


Рисунок 2-Схема воздействия ИМП на выращенные пластины. Форма наведенных в пластине токов

В данной работе исследовался диапазон энергетического воздействия, при котором максимальные значения наведенных токов составляли 11,17 и 21 кА с временем воздействия 50 мкс (f 18кГц). Наведенные токи создают в образцах тепловой удар, особенно ярко выраженный по границам зерен, где наблюдается повышенное электросопротивление. В этих пограничных зонах возможно даже возникновение расплава, что может привести к изменению структуры и свойств материала образцов.

Из обработанных ИМП пластин вырезались образцы для испытания на растяжение. Результаты испытания приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Изменение механических свойств материала образцов после обработки их ИМП

Сила тока, I, кА	Предел прочности σ_B , Н/мм ²	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	Относительное удлинение δ , мм	HV, МПа
исх	421	236	9,79	125
11	522	327	7,88	134
17	688	383	9,17	150
21	655	297	9,76	160

Из таблицы видно, что наведенный ток приводит к повышению механических свойств на 25 – 30% при почти неменяющейся пластичности.

Предполагаемый механизм внешнего воздействия ИМП на свойства порошковой композиции и его экспериментальное подтверждение. Из-за повышенного электросопротивления (R) по границам зерен в пограничном слое выделяется значительное количество тепла $Q = I^2 R t$, приводящее к локальному микроплавлению. Это подтверждается металлографическими исследованиями. Выявлено образование в пограничном слое столбчатых кристаллов, протяженность зоны которых связана с величиной наведенного тока. Сканирование структуры от зерна к зерну показало дополнительное незначительное выпадения кристаллов кремния, что может происходить при охлаждении (кристаллизации) расплава в этой зоне. Исследование микротвердости выявило ее значение вдвое большее в пограничном слое по сравнению с самим зерном, что дополнительно подтверждает возможность металлургических процессов в пограничном слое. Структурные изменения в пограничном слое подтверждает и рентгеноструктурный анализ, с помощью которого зафиксировано возникновение сжимающих остаточных напряжений в этом слое, образование в нем аморфных частиц, как результат резкого охлаждения расплава. Кроме того, оптическая и компьютерная рентгеновская томография выявили снижение процентного объема пор в образцах (в три раза) после воздействия наведенным током в 21 кА. Обнаружено их схлопывание за счет действия сопутствующих электродинамических сил.

Таким образом, под воздействием ИМП в порошковом материале наводятся вихревые токи, вызывающие в нем неравномерный импульсный нагрев, наиболее интенсивный в пограничном слое между зернами. В этом слое происходит микроплавление материала. При последующем импульсном микро секундном охлаждении при кристаллизации выпадает кремний, возникают сжимающие остаточные напряжения, образуются аморфные частицы. Сопутствующие электродинамические силы, возникающие при протекании по образцам токов, вызывают схлопывание пор. Все эти эффекты и приводят к повышению механических свойств материала.

Практическая реализация. Предложен бесконтактный способ повышения механических свойств изделий из металлопорошковой композиции как в целом для изделия, так и в локальных его областях.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Григнирянц А.Г. и др. Лазерные аддитивные технологии в машиностроении: учебное пособие / под ред. А.Г. Григорьянца. — Москва : Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2018. — 278 с.
2. Tebianian M., Aghaie S., Razavi Jafari N. S., Elmi Hosseini S.R., Pereira A.B., Fernandes F.A.O., Farbakhti M., Chen C., Huo Y.A review of the metal additive manufacturing processes // Materials.2023.Vol.16,No24,Art.7514.DOI: 10.3390/ma16247514
3. Moghimian P., Poirié T., Habibnejad-Korayem M., Arreguin Zavala J., Kroeger J., Mar-ion F., Larouche F. Metal powders in additive manufacturing: A review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys // Additive Manufacturing.2021.Vol.43,art.102017.DOI: 10.1016/j.addma.2021.102017

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАГНИЕВОГО СПЛАВА ZX10 НА ЗАРОЖДЕНИЕ И РАСПРОСТРАНЕНИЕ НИТЕВИДНОЙ КОРРОЗИИ

Мягих П.Н.*, Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Сергеев А.А., Мерсон Д.Л.

Научно-исследовательский Институт Прогрессивных Технологий, Тольяттинский
Государственный Университет, Тольятти, Россия

* p.myagkikh@tltsu.ru

Магниевого сплавы долгое время в фокусе внимания авиаконструкторов ввиду сочетания чрезвычайно низкой плотности этих материалов с довольно высокими механическими характеристиками. Однако, последние два десятилетия магний и его сплавы рассматриваются в другом инновационном приложении: изготовление саморастворяющихся в теле временных металлических имплантатов, таких как винты для остеосинтеза, пластины для челюстно-лицевой хирургии и др. Магний обладает способностью растворяться в организме человека, при этом он не наносит ему вреда, поскольку магний является важнейшим элементом в обмене веществ.

Несмотря на значительные успехи в области изучения процессов, происходящих с магниевым имплантатом в живом организме, многие практические аспекты до сих пор рассмотрены недостаточно детально. Например, отсутствуют сведения о влиянии локальной деформации поверхности материала на его коррозионные свойства. Локальная деформация поверхности может быть осуществлена, например, хирургом при установке имплантата путем царапания поверхности изделия инструментом. В данном исследовании рассмотрено влияние наличия на поверхности материала царапин на вероятность зарождения нитевидной коррозии.

Для исследования был выбран сплав ZX10 (0,8 вес. % Zn, 0,1% Ca) в экструдированном состоянии. Такой выбор обоснован тем, что данный сплав в этом состоянии применяется для коммерческого изготовления биорезорбируемых винтов и спиц марки MgSorb в Тольяттинском Государственном Университете. Образцы представляли собой диски Ø12 мм и высотой около 3 мм. Одна их сторона шлифовалась на наждачной бумаге #2500, полировалась на безводных алмазных суспензиях вплоть до размера абразива 0,25 мкм, после чего образцы отжигались при 200 °С в вакууме в течение полутора часов для снятия уже имеющихся в них внутренних напряжений. После отжига полированная сторона протравливалась в 10% растворе азотной кислоты в этаноле в течение 45 секунд, а затем наносились царапины. Царапание осуществлялось на скретч-тестере Nanovea Р-Макро стандартным индентером Виккерса ребром пирамиды вперед. На каждый образец было нанесено по 3 царапины длиной 2,5 мм со скоростью 2,5 мм/мин и вертикальными нагрузками 5 Н, 15 Н и 30 Н. Царапины располагались посередине образца на расстоянии 1,5 мм друг от друга.

После нанесения царапин образец помещался в прижимную коррозионную ячейку так, чтобы только поверхность с царапинами контактировала с коррозионной средой. В качестве среды были использованы растворы Рингера, PBS и SBF. Температура испытаний составила 37 °С, во время экспериментов через ячейку осуществлялась медленная прокачка свежего коррозионного раствора для обновления среды. Каждое испытание проводилось 24 часа, уровень pH в течение эксперимента составил $7,2 \pm 0,1$ для раствора Рингера, $7,9 \pm 0,3$ для SBF и $7,4 \pm 0,1$ для PBS.

На рисунке 1 показаны образцы, испытанные в трех разных средах. Можно заметить, что во всех случаях в царапинах зарождалась и начинала распространяться нитевидная коррозия. В то же время, отсутствует какая-либо корреляция зарождения нитевидной коррозии с усилием при царапании, царапина, в которой зарождается нитевидная коррозия определяется случайным образом. Вероятно, это связано с тем, что локальная деформация на микроуровне может существенно отличаться от деформации на макроуровне ввиду, например, наличия частиц вторичных фаз. Также видно, что повреждения в растворе Рингера значительно больше по площади и местами переходят в язвенную коррозию. Анализ продуктов коррозии показал, что в растворах SBF и PBS на месте нитевидных повреждений очень велика концентрация

магния и фосфора. Вероятно, при инициации нитевидной коррозии локально повышается уровень pH, что приводит к выпадению гидроксиапатита, играющего в данном случае роль ингибитора развития нитевидной коррозии.

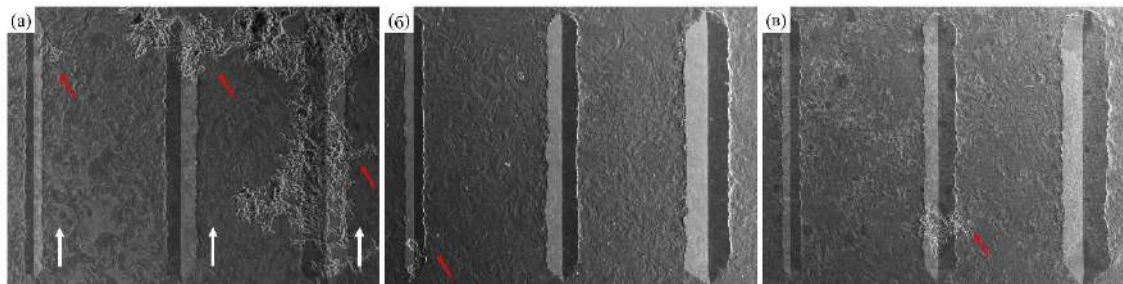


Рисунок 1 – Образцы, испытанные в различных средах (а – раствор Рингера, б – SBF, в – PBS) после удаления продуктов коррозии (белые стрелки – направление царапания для всех царапин, красные – очаги зарождения нитевидной коррозии)

Деформированный царапанием материал сплава ZX10 существенно более уязвим к нитевидной коррозии, чем недеформированный, поэтому зарождение и рост нитевидных повреждений всегда происходит внутри царапин. Эта закономерность проявляется в трех различных средах, имитирующих состав плазмы крови человека, а также при прочих условиях человеческого тела (температура, постоянный уровень pH, обновление коррозионной среды), а значит с высокой долей вероятности будет проявляться и на поверхности имплантированных в человека медицинских изделиях из магниевого сплава ZX10

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта Российского Научного Фонда № 25-23-00093.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЕЙ ТЕМПЕРАТУР ПРИ НАГРЕВЕ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ Х12МФ ДВИЖУЩИМСЯ ИСТОЧНИКОМ

Веремейчик А.И.^{1*}, Парфиевич А.Н.¹, Овчинников Е.В.², Хвисевич В.М.¹,
Аббасов К.Т.¹, Семченко Г.О.¹

¹Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

²Гродненский государственный университет имени Янки Купалы, Гродно, Беларусь

* vai_mrtm@bstu.by

Для увеличения срока службы деталей машин и механизмов используются различные методы поверхностной обработки, в частности, обработка потоками высокотемпературных струй, создаваемых лазерами или плазмотронами, которые вызывают целенаправленное изменение микроструктуры материала и его фазового состава, что в свою очередь ведет к требуемой модификации свойств материалов в приповерхностной зоне, повышая в первую очередь ее микротвердость. Важным вопросом является подбор оптимального режима теплового нагружения, который зависит от уровня температур и скоростей нагрева-охлаждения тела в процессе движения теплового потока. В связи с этим расчеты температурных полей в соответствующих зонах материала имеют важное значение.

Проведены исследования температурных полей при нагреве поверхности стали Х12МФ движущимся высокотемпературным источником с помощью конечно-элементной расчетной платформы *ANSYS Workbench*. Построение геометрической модели детали выполнено с использованием графического модуля *ANSYS SpaceClaim*. Сетка построена при помощи модуля *Mesh*. В зоне воздействия локального источника тепла с помощью команды *Edge Sizing* задается уплотненная сетка. Все физические и термодинамические свойства стали Х12МФ (плотность $\rho=7700$ кг/м³, удельная теплоемкость $c = 460$ Дж/(кг·°C), коэффициент теплопроводности $\lambda=24$ Вт/(м·°C)) задавались с помощью модуля управления материалами, представленном в *ANSYS Workbench* элементом *Engineering Data*, входящим в структуру блока инженерного анализа.

Распределение температурных полей в образце при модифицировании поверхности движущимся источником нагрева определяется из уравнения Фурье:

$$C_v \frac{\partial T}{\partial t} - \text{div}(\lambda \text{grad} T) = q_v, \quad (1)$$

где $C_v = C_p \cdot \rho$ – удельная объемная теплоемкость, Дж/(м³·°C); C_p – удельная массовая теплоемкость, Дж/(кг·°C); ρ – плотность материала, кг/м³; λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°C); q_v – объемная плотность теплового потока источника тепла, Вт/м³.

При нагреве образца движущимся тепловым источником мощностью P радиуса r с учетом зависимости теплофизических характеристик материала от температуры, дифференциальное уравнение теплопроводности (1) примет вид:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho C_p T) + v \rho C_p \text{grad} T - \text{div}(\lambda \text{grad} T) = q_v. \quad (2)$$

Граничные условия вне зоны действия пятна теплообмен с окружающей средой: $-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha(T_0 - T)$, где v – скорость движения источника тепла, $\frac{\text{м}}{\text{с}}$; $T_0 = 20$ °C – температура окружающей среды; α – коэффициент конвекции, Вт/(м²·°C). Начальная температура принималась равной температуре окружающей среды.

В соответствии со скоростью движения пятна нагрева к узлам конечно-элементной модели пошагово последовательно прикладывалась температурная нагрузка. Для моделирования распространения теплового поля вглубь образца создан APDL-макрос, в котором учтено, что тепловой поток распределяется по диаметру пятна нагрева по закону нормального распределения. Для учета температурной

нагрузки использована зависимость $q = Aq_H \exp \left[-\frac{(x-x_0)^2 + (y-y_0-vt)^2}{r_H^2} \right]$ [1], где q_H

– плотность теплового потока на поверхности, Вт/м²; r_H – радиус пятна нагрева, м; x, y

– координаты центра пятна нагрева, м; x_0, y_0 – начальные координаты центра пятна нагрева, м; v – скорость движения источника тепла, м/с; A – поглощательная способность материала, зависящая от свойств материала, состояния поверхности, температуры. Начальная температура принималась равной 20 °С, эффективная мощность источника варьировалась в диапазоне 0,5–2,5 кВт. Оси x и y лежат в плоскости модели образца, причем ось y направлена в сторону движения источника нагрева, ось z – по направлению действия источника тепла. На всех поверхностях детали задавалась конвекция с различными коэффициентами теплоотдачи. Численный эксперимент проводился при следующих параметрах: диаметр пятна нагрева $d = (1-4)$ мм, скорость движения пятна $v = (2-20)$ мм/с.

В результате теоретических исследований динамической модели в широком диапазоне параметров были получены результаты решения задачи теплопроводности в виде линий уровня (изотерм), отражающих распределение температуры в образце. Некоторые результаты определения температурных полей и тепловых потоков при $P_0 = 1000$ Вт приведены на рисунках 1, 3, 4.

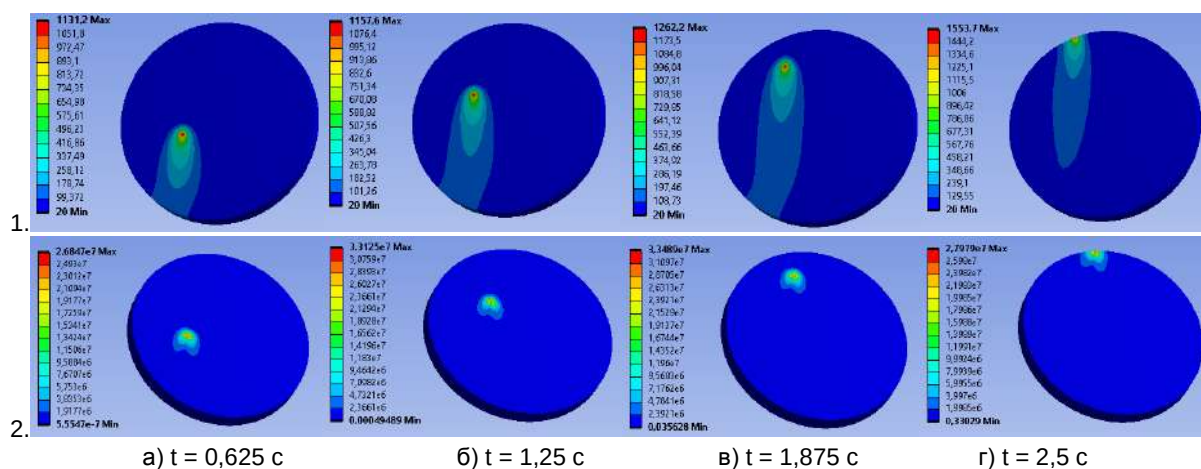


Рисунок 1 – Распределение полей температур (1) и суммарного теплового потока (2) на поверхности образца, $V = 10$ мм/с, $d = 2$ мм, $q_H = 6 \cdot 10^7$ Вт/м²

На рисунке 2 показан образец после термообработки плазмотроном мощностью 1 кВт [2].



Рисунок 2 – Обработанный образец из стали X12МФ

Из рисунков 1, 2 видно, что даже при температурах, ниже температур плавления материала, при подходе пятна нагрева к краю образца температура резко возрастает, что приводит к оплавлению края образца.

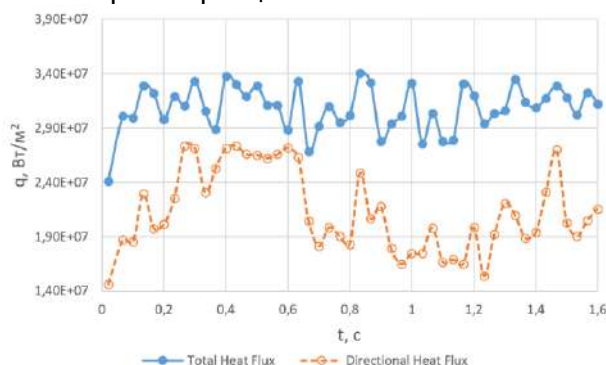


Рисунок 3 – Зависимость суммарного теплового потока на поверхности (*Total Heat Flux*) и максимального теплового потока в направлении оси *z* (*Directional Heat Flux*) от времени

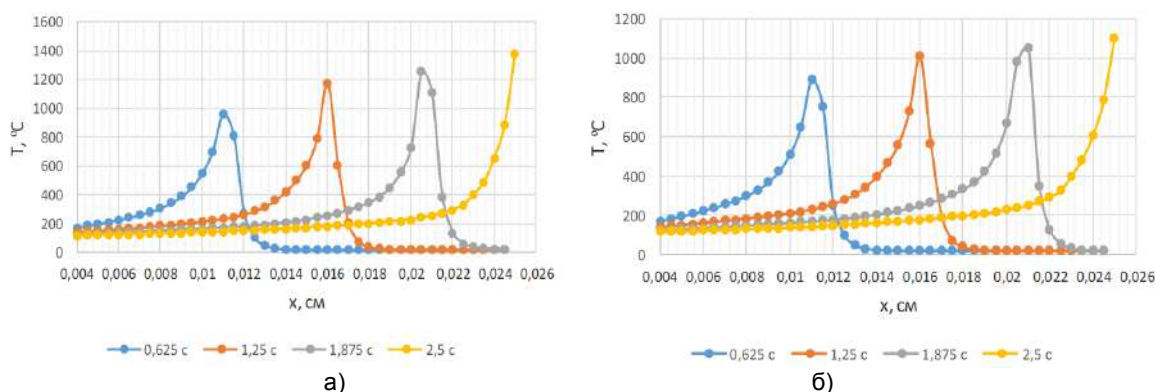


Рисунок 4 – Зависимость температуры от координаты для различных моментов времени по траектории движения центра пятна нагрева, $V = 10$ мм/с, $d = 2,5$ мм, $q_n = 6 \cdot 10^7$ Вт/м² на поверхности (а) и глубине 0,5 мм (б)

Для экспериментального определения температурного поля на поверхности материала применялся высокотемпературный трехзональный тепловизор ИТ-3СМ. На рисунке 5 приведены результаты измерений максимальной температуры от времени при скорости движения источника 10 мм/с.

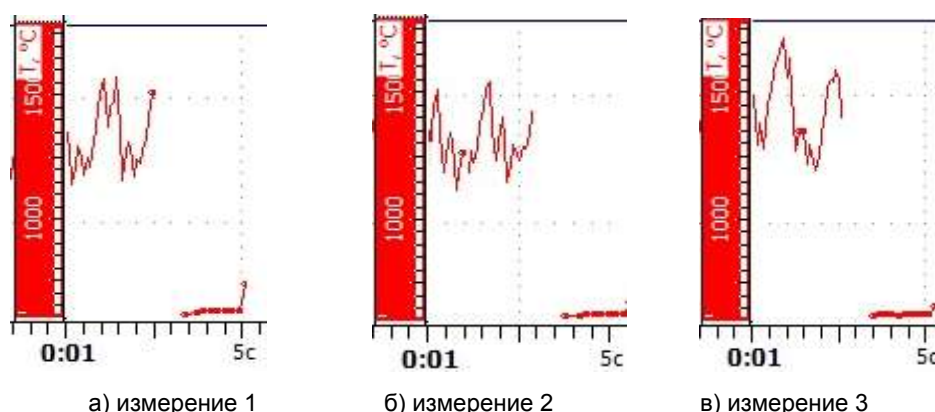


Рисунок 5 – Зависимости максимальной температуры на поверхности образца от времени

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Веремейчик, А. И. Моделирование процесса лазерной закалки в ANSYS Workbench / А. И. Веремейчик, М. В. Нерода // Актуальные вопросы машиноведения. – 2021. – Вып. 10. – С. 22–26.
2. Исследование стали X12МФ после поверхностного плазменного упрочнения / А. И. Веремейчик [и др.] // Вестник БарГУ. Серия «Технические науки». – 2025. – № 2 (18). – С. 4–14.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТОВ Mo-TiC ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ ПОЛУЧЕНИИ

Ковалева С.А.¹, Веремей И.С.^{*1}, Ридель Н.С.², Григорьева Т.Ф.², Видюк Т.М.^{2,4},
Жорник В.И.¹, Девяткина Е.Т.², Восмериков С.В.², Лисовская Ю.О.³

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь

²Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

³Институт порошковой металлургии им. академика О.В. Романа, Минск, Беларусь,

⁴Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия,

*Veramei.sci@gmail.com

Разработка композиционных материалов на основе молибдена, обладающих высокой стойкостью к разупрочнению при длительных высокотемпературных нагрузках, износостойкостью и устойчивостью к нейтронному облучению, является актуальной задачей для ядерной энергетики и аэрокосмической техники [1]. Введение дисперсных частиц тугоплавких соединений, в частности, карбида титана (TiC), обеспечивает дисперсное упрочнение и повышение жесткости, твердости и износостойкости при сохранении относительно низкой плотности. Механические свойства таких композитов определяются не только характеристиками фаз, но и состоянием межфазной границы металл/карбид.

Традиционный способ получения композитов основан на спекании смесей металла и карбида (*ex situ*) [2]. Существенная разница плотностей компонентов системы Mo-TiC, а также склонность высокодисперсных частиц карбида к агломерации приводят к неоднородному распределению упрочняющей фазы в металлической матрице. К тому же при высоких температурах спекания (1800–2000 °C) происходит коалесценция и укрупнение частиц карбидов, и концентрации карбида не превышают 1-2 % [3,4]. Другим подходом к получению композитов является формирование упрочняющих частиц TiC непосредственно в металлической матрице (*in situ*) в реакционных составах с высокой экзотермичностью, например, Ti-C-Mo. Однако условия его реализации определяются соотношением температур адиабатической и плавления Ti, что накладывает ограничения на добавление инертного материала (не выше 50 %).

Применение механической обработки в высокоэнергетических устройствах позволяет реализовать как механическое сплавление (МС), так и реакции в ходе механохимического синтеза (МХС) с более низкой калорийностью смеси [5]. Метод имеет ряд преимуществ, связанных 1) с одновременным протеканием измельчения, активации компонентов и их перемешивания, что приводит к увеличению межфазной контактной поверхности и активации химических реакций с образованием новых соединений, 2) с постоянным обновлением реакционных поверхностей раздела, что приводит к полному прохождению реакций и позволяет повысить концентрацию матричного металла.

Целью данной работы является изучение возможности получения композитов 50Mo/TiC методом МХС при *in situ* синтезе из смеси (Ti+C)+50 мас% Mo и при *ex situ* механическом сплавлении TiC+50 мас% Mo в высокоэнергетической планетарной мельнице.

В качестве исходных материалов использовали порошки молибдена марки МПЧ (ООО «ГК СММ») с размером частиц менее 5 мкм, титана марки ПТОМ-1 с размером частиц ~45 мкм, ламповой сажи ПМ-15 и промышленного карбида титана (TiCr) с соотношением C/Ti=0.97 ($a=0.43276$ нм) и с размером частиц 0.8–3.8 мкм, (пр-во Донецкий завод химреактивов, ТУ 48-42-6-84). Механическое сплавление и механохимический синтез проводили в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице АГО-2 (Россия) в атмосфере аргона. Объем стальных (сталь 40Х13) барабанов 150 см³, диаметр стальных (сталь ШХ-15) шаров 5 мм, загрузка шаров 200 г, масса порошка 10 г, скорость вращения барабанов вокруг общей оси ~1000 об/мин. Структурные исследования проведены методом рентгеновской дифракции по методу Ритвельда и сканирующей электронной микроскопии.

При механическом сплавлении порошков металл-керамика (или типа пластичный-хрупкий) основным механизмом является пластическое деформирование. Молибден обладает удовлетворительной пластичностью при повышенных температурах, тогда как при 150–200 °С проявляет склонность к хрупкому разрушению. В этих условиях поведение системы Mo–TiC приближается к типу «хрупкий-хрупкий», в которой реализация образования композита затрудняется.

По полученным данным рентгеноструктурных исследований при МС смеси Mo–TiC в диапазоне 4–12 мин происходит интенсивное наноструктурирование компонентов с уменьшением размеров кристаллитов молибдена от 60 нм до 7–20 нм и ростом микродеформаций без образования новых фаз. Основная фрагментация компонентов протекает до 4 мин обработки, после чего скорость измельчения снижается, при этом для молибдена характерно более интенсивное наноструктурирование с увеличением параметра решетки до 0.3150 нм и накоплением дефектов по сравнению с карбидом титана. Параметр решётки TiC уменьшается до 0.4325 нм, что свидетельствует о формировании структурных дефектов карбида по углероду.

По данным СЭМ при МА вплоть до 12 мин образования однородной структуры порошка не происходит. Формируется смесь высокодисперсных порошков Mo (0.3–2 мкм), TiC (1–4 мкм) и относительно крупных композиционных частиц и агломератов с размерами в диапазоне 2–15 мкм (рис. 1). При этом в процессе МС уже после 4 мин происходит плакирование частиц карбида молибденом с толщиной ~0.3 мкм (рис. 1 б), что способствует малому загрязнению железом (по данным МРСА ~1%). Можно предположить, что геометрический фактор распределения твёрдых частиц карбида в смеси при высоком его содержании влияет на характер контактных нагрузок и локальные тепловые процессы. При повышенном объёмном содержании TiC частицы молибдена оказываются зажатыми между более жёсткими частицами карбида. С учётом более низкой эффективной теплопроводности TiC, тепло в зоне удара может рассеиваться менее интенсивно, способствуя локальному разогреву и пластической деформации молибдена.

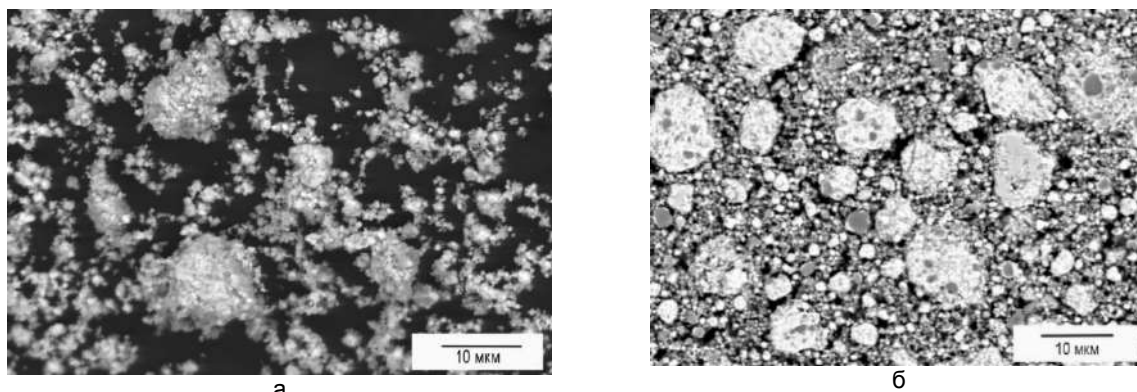


Рисунок 1 – СЭМ изображение частиц порошка Mo–TiC после 12 мин МА:
а – свободно насыпанный порошок; б – шлиф порошка в обратно-рассеянных электронах

При последующем компактировании такой смеси можно ожидать более равномерного распределения упрочняющей фазы в металлической матрице при снижении пористости и повышении прочности межфазных границ.

По данным рентгеновской дифракции в реакционной смеси (Ti+C)+50 мас% Mo при МХС до 2 мин происходит интенсивное измельчение исходных компонентов и их перемешивание, о чем свидетельствует снижение интенсивности рефлексов исходных компонентов (рис. 2 а). Образование фазы карбида титана с $a=0.4289$ нм в количестве 15% фиксируется после 4 мин МА наряду с фазой α -Ti. Параметры решетки молибдена не изменяются. Также возможно образование MoC (пр.гр. Fm-3m (225)), однако термодинамически предпочтительно образование TiC с последующим растворением Mo с образованием смешанного карбида (Ti,Mo)C (пр.гр. Fm-3m (225)), параметры решетки которого занимают промежуточное значение между $a_{TiC} = 0.4327$ нм и $a_{MoC} = 0.4273$ нм. Кристаллическая структура (Ti,Mo)C изоморфна с кубической структурой TiC

типа NaCl. Для их описания использована модель $Ti_{0.5}Mo_{0.5}C$ с уточняемым параметром $a=0.42864$ нм, в которой атомы Ti и Mo занимают позицию 4a, атомы C позицию 2b. После 5 мин фаза Ti не обнаруживается, а количество карбида увеличивается до 30 %. После 8 мин количество $(Ti,Mo)C$ достигает 50%, а порошки являются высокодисперсными (рис. 2 б).

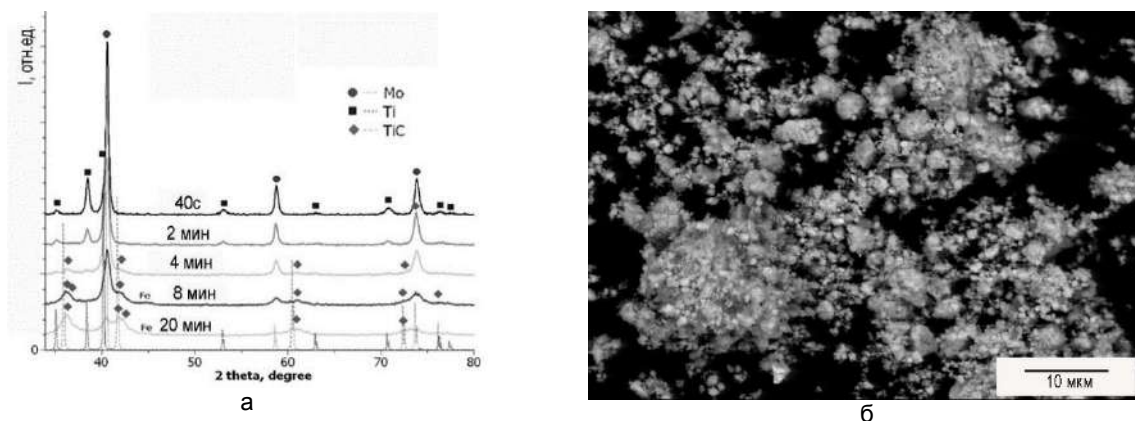


Рисунок 2 а – Дифрактограммы эволюции фазового состава смеси 50Mo+(Ti+C) при МХС (а) и СЭМ изображение свободно насыпанного порошка после 8 мин МХС(б)

При увеличении длительности синтеза до 20 мин общее количество $(Ti,Mo)C$ с параметром $a=0.4295$ нм монотонно увеличивается до 76 мас.%. Параметры решетки молибдена лишь незначительно увеличиваются. С образованием карбида и с увеличением его количества в интервале 4-20 мин МА фиксируется рост намола железа с 2 до 6 мас%, что обусловлено высокой абразивной способностью карбида. Механосинтезированные композиты имеют аморфно-кристаллическую структуру твердого раствора на основе молибдена и включений смешанного карбида $(Ti, Mo)C$.

По данным СЭМ образуется гомогенная структура высокодисперсных частиц размером 0.12–0.2 мкм и их агрегатов 0.4–2 мкм (рис. 3).

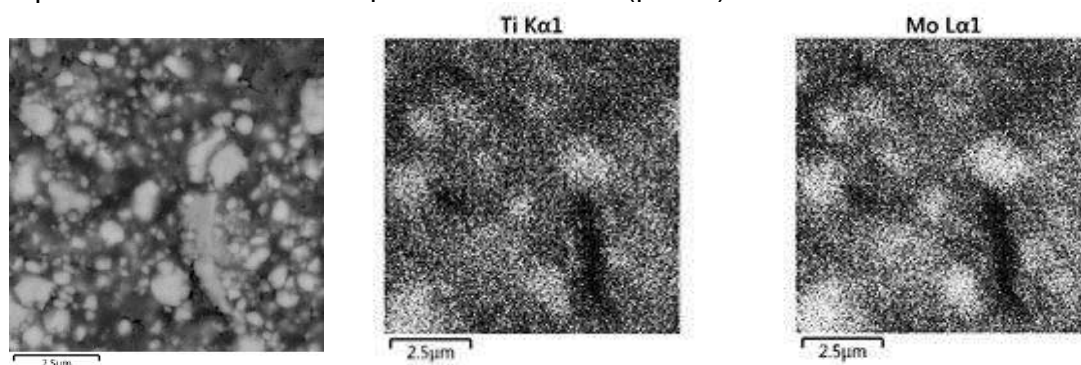


Рисунок 3 – СЭМ изображение в обратно рассеянных электронах и в характеристическом излучении на шлифе порошка из смеси 50Mo+(Ti+C) после 8 мин МХС

Таким образом, реакционный синтез карбида титана в молибдене позволяет получить однородные высокодисперсные порошки на основе смешанного карбида $(Ti, Mo)C$.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. W. Gao, J. Tuo, Yu. Pan et al. // J. Mater. Res. Technol. 2025. V.37. # 4532.
2. H. Xing, P. Hu, C. He et al. // J. Mater. Sci. Technol. 2023. V.160. # 161.
3. S. Matsuo, H. Kurishita, H. Arakawa et al. // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V.492.# 475
4. X.-Yu Ding, L.-Ma Luo, H.-Yu Chen et al. // Fusion Eng. Des. 2015. V. 92. # 29.
5. T. F. Grigoreva, S. A. Kovaleva, N. G. Razumov et al. // Phys. Met. Metallogr. 2025. V. 126. # 643.

ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ И МЕХАНОСИНТЕЗИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ Fe-Zr-O

**Веремей И.С.^{1,2*}, Ковалева С.А.¹, Жорник В.И.¹, Сухоцкий А.Е.³, Быченко Д.С.³,
Лисовская Ю.О.⁴, Гамзелева Т.В.⁴**

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь

²Университет Национальной академии наук Беларуси, Минск, Беларусь

³Институт ядерных проблем БГУ, Минск, Беларусь

⁴Институт порошковой металлургии им. академика О.В. Романа, Минск, Беларусь

*Veramei.sci@gmail.com

Развитие радиоэлектронных систем и беспроводной связи стимулирует поиск новых эффективных радиопоглощающих материалов, обладающих малой поверхностной плотностью и высокой технологичностью производства. Особый интерес представляют полимерные композиты, сочетающие низкую плотность и коррозионную стойкость с функциональными свойствами наполнителей. Полимерная матрица с распределенным в ней наполнителем обеспечивают импедансное согласование и снижение отражения, что необходимо для эффективного поглощения ЭМИ.

Широкополосное поглощение в СВЧ-диапазоне может быть достигнуто сочетанием магнитных и диэлектрических механизмов потерь. Магнитные компоненты обеспечивают потери за счёт магнитной релаксации и ферромагнитного резонанса, диэлектрические – за счёт поляризации и токов проводимости [1]. Наличие нескольких фаз расширяет рабочий частотный диапазон благодаря совместной работе различных механизмов поглощения.

Перспективным методом получения многофазных наполнителей является механохимический синтез (МХС), позволяющий формировать порошковые системы с высокой дисперсностью, дефектной структурой и сложным фазовым составом. В процессе МХС в реакционных составах $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Zr}$ могут быть реализованы реакции окислительно-восстановительного типа, в которых образуются металлические, оксидные и промежуточные фазы с развитой поверхностью раздела, что создаёт дополнительные каналы диссипации энергии. Введение в состав смеси металлического железа, не участвующего в основной реакции, позволяет влиять на скорость реакций и структурно-фазовый состав продукта синтеза [2]. Цель данной работы – изучить, как изменяется электромагнитный отклик композитов на основе СВМПЭ в зависимости от структурно-фазового состава порошков, механоинтегрированных в реакционной системе $\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Zr} + \text{Fe}$.

Порошки наполнителей получены механохимическим синтезом в планетарной мельнице АГО-2 (атмосфера аргона, скорость вращения 1000 об/мин) из смесей Fe_2O_3 и Zr, взятых в стехиометрическом соотношении, с добавлением 33 мас.% Fe (образец S1) и 65 мас.% Fe (образец S2). Дополнительно порошок, синтезированный из смеси с 65 мас.% Fe, был подвергнут термической обработке (образец S3). Фазовый состав образцов продуктов механохимического синтеза представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Фазовый состав порошков

№ образца	Fe, мас.%	$\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{FeO}$, мас.%	$\text{ZrO}_2 + \text{ZrO}_x$ мас.%
S1	52	9	39
S2	69	11	20
S3	47	35	18

Композитные материалы получены горячим прессованием смеси порошков сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ, GUR 4120, размер 120-140 мкм) с механоинтегрированными порошками в соотношении 1:4.

Микроструктуру изучали на сканирующем электронном микроскопе EVO MA-15 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа X-Max. Электромагнитные параметры в диапазоне 2–18 ГГц измеряли на векторном анализаторе цепей Ceyear 3671E с коаксиальной ячейкой. Значения коэффициента отражения (RL) получены на

основе расчетов в рамках теории линий передачи с использованием измеренных частотных зависимостей μ и ϵ .

По данным СЭМ установлено, что в процессе горячего прессования формируется ячеистая структура, обусловленная сферической морфологией исходных гранул СВМПЭ. Частицы наполнителя локализуются в межгранульном пространстве, образуя связную сетку по границам полимерных ячеек (размер ячеек 60–120 мкм). Исходные механосинтезированные порошки различаются по дисперсности: частицы S1 имеют более широкий диапазон размеров (4–40 мкм), тогда как частицы S2 — более узкий (1–8 мкм). Термическая обработка (образец S3) приводит к росту частиц (1–15 мкм) и увеличению содержания гематита. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, размер областей когерентного рассеяния после термообработки возрастает вдвое, оставаясь в субмикронном диапазоне (до 100 нм). Высокая дефектность структуры, характерная для механосинтезированных материалов, способствует усилению магнитной анизотропии.

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен, используемый в качестве матрицы, характеризуется низкими значениями диэлектрической проницаемости ($\epsilon' \approx 2.3$) и тангенса угла диэлектрических потерь ($\tan \delta \epsilon < 0.001$) в исследуемом диапазоне частот. Это обеспечивает согласование волнового сопротивления композита со свободным пространством и минимизирует собственные потери в полимерной фазе, позволяя корректно оценить вклад наполнителя в электродинамические характеристики. Действительные части комплексных диэлектрической и магнитной проницаемостей (ϵ' и μ') характеризуют способность материала аккумулировать электрическую и магнитную энергию, тогда как мнимые компоненты (ϵ'' и μ'') отражают уровень энергетических потерь, обусловленных диссипативными механизмами.

На рисунке 1 (а) представлены результаты расчетов [3] частотных зависимостей комплексной диэлектрической проницаемости исследуемых образцов в диапазоне 1–18 ГГц. Установлено, что образцы S1 и S3 характеризуются сравнительно высокими значениями действительной части диэлектрической проницаемости $\epsilon' \approx 12$, которая слабо изменяется в исследуемом диапазоне частот, тогда как соответствующие значения мнимой части возрастают с ростом частоты. В отличие от них, для образца S2 диэлектрическая проницаемость демонстрирует существенно более низкие и практически частотно-независимые значения — $\epsilon' \approx 5.5$ и $\epsilon'' \approx 0.1$ –0.3 во всём исследуемом диапазоне.

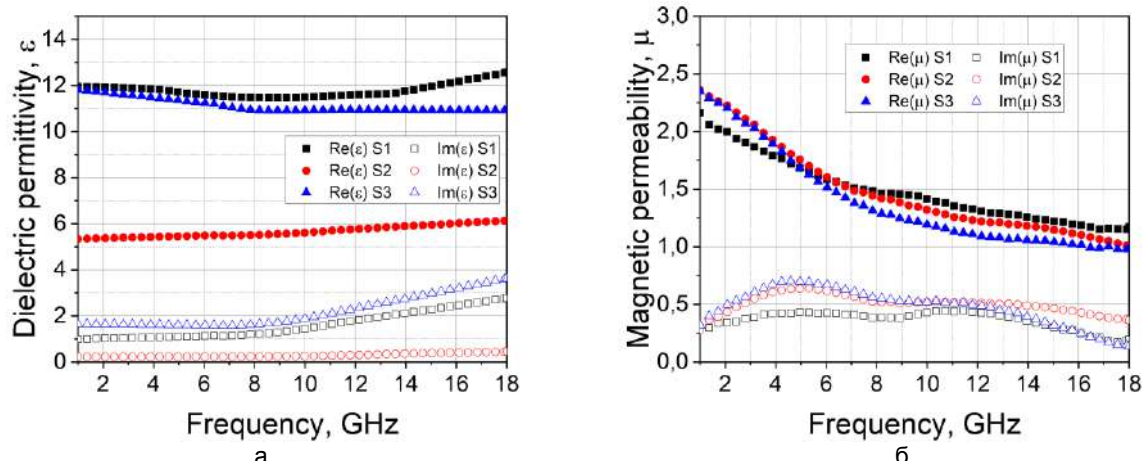


Рисунок 1 – Частотная зависимость действительной и мнимой части диэлектрической (а) и магнитной (б) проницаемостей

На рисунке 1 (б) показана частотная зависимость действительной (μ') и мнимой (μ'') частей комплексной магнитной проницаемости. Действительная часть магнитной проницаемости μ' для всех исследуемых образцов убывает с ростом частоты, что является типичным поведением для магнитных материалов в микроволновом диапазоне и связано с ослаблением отклика магнитных включений на быстро меняющееся внешнее электромагнитное поле. С ростом частоты различия между

образцами постепенно нивелируются, и выше $\sim 12\text{--}14$ ГГц μ' для всех образцов приближается к единице, что указывает на затухание магнитного вклада в электромагнитный отклик. Для всех образцов в области низких и средних частот наблюдается рост μ'' с формированием слабо выраженных максимумов в диапазоне примерно 4–6 ГГц, что может быть связано с ферромагнитным резонансом. Наибольшие значения мнимой части магнитной проницаемости фиксируются для образца S3.

Во всём исследуемом диапазоне частот магнитные потери существенно превышают диэлектрические ($\tan \delta_\mu > \tan \delta_\epsilon$), что указывает на доминирование магнитного механизма потерь в формировании микроволнового поглощения.

На рисунке 2 (а-в) представлена частотная зависимость амплитуды отраженного сигнала для образцов S1–S3 на металлической подложке в диапазоне 2–18 ГГц при различных толщинах поглощающего слоя.

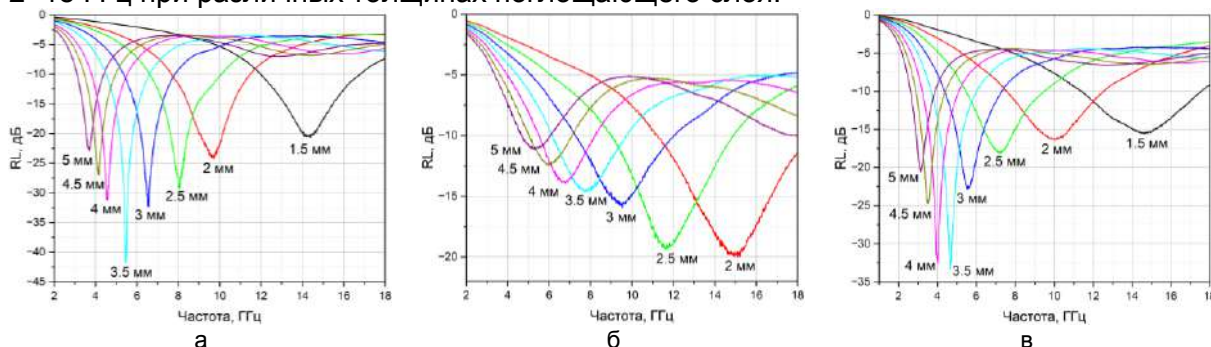


Рисунок 2 – Частотная зависимость отражательных потерь образцов S1–S3 (а-в) при различных толщинах поглощающего слоя

Образец S1 характеризуется минимальным значением RL, равным -41.8 дБ, достигаемым при частоте 5.46 ГГц для слоя толщиной 3.5 мм, тогда как поглощение, превышающее -20 дБ, наблюдается в диапазоне 3.5–14.5 ГГц при толщине поглотителя 1.5–5.0 мм. Минимум отражательных потерь для образца S2 находится при толщине поглотителя 2.5 мм и составляет -19.4 дБ на частоте 11.6 ГГц. Образец S3 обладает менее широким частотным диапазоном эффективного поглощения ($RL \leq -20$ дБ) составляющим 3.1–5.9 ГГц при толщинах поглотителя от 3.0 до 5 мм. Минимальные отражательные потери составляют -33 дБ на частоте 4.7 ГГц и толщине композита 3.5 мм.

Таким образом, исследование электромагнитных свойств композитов на основе СВМПЭ с механосинтезированным наполнителем Fe–ZrO₂ показало, что соотношение магнитной и диэлектрической фаз критически влияет на характеристики частотной зависимости отражения.

Образец S2 с максимальным содержанием железа (69 мас.%) и низкой диэлектрической проницаемостью обеспечивает наиболее широкую полосу эффективного поглощения, однако уступает по глубине пика поглощения. Образец S1, характеризующийся повышенной диэлектрической проницаемостью ($\epsilon' \approx 12$) демонстрирует пик поглощения -41.8 дБ на частоте 5.46 ГГц при толщине 3.5 мм. Термическая обработка (образец S3) приводит к росту содержания гематита и увеличению магнитных потерь, но сужает полосу эффективного поглощения.

Полученные данные могут быть использованы при проектировании покрытий для снижения радиолокационной заметности и обеспечения электромагнитной совместимости радиоэлектронных средств.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Q. Li, Z. Zhang, L. Qi et all. // Adv. Sci. 2019, V. 6. P. 1801057.
2. Веремей И.С., Ковалева С.А., Ридель Н.С. // Сб. тезисов докл. Всероссийской молодежной научной конференции с международным участием «Функциональные материалы: Синтез. Свойства. Применение» 1–4 декабря 2025 года, Санкт-Петербург, Россия. с. 57-59
3. EM-Calculator, Online calculator of complex dielectric permittivity and magnetic permeability in microwaves, (2022) <http://www.em-calculator.com/>.

**МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb
ГЕТЕРОГЕННЫМИ СТРУКТУРАМИ НА ОСНОВЕ h-BN МЕДИЦИНСКОГО
НАЗНАЧЕНИЯ**

Сухова Т.А.* , Опейеми А., Конопацкий А.С.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Москва, Россия*

**tatiana.sukhov@yandex.ru*

В современной медицине наделение имплантатов антибактериальными и биоактивными свойствами приобретает стратегическое значение, определяя общий клинический исход операции. Материалы имплантатов должны не просто обладать биосовместимостью, но и стимулировать рост кости и подавлять возможность развития воспалительных бактериальных процессов на границе костной ткани и имплантата. Эти свойства материала имеют положительное влияние на здоровье пациента и снижают затраты на лечение.

В рамках данной работы для обеспечения антибактериальных свойств новым сплавам для замены костной ткани были разработаны гетерогенные наоструктурные материалы на основе гексагонального нитрида бора (h-BN) и наночастиц оксида цинка (ZnO), а также методы для повышения osteoconductive на основе гетерогенных структур нитрида бора и оксида магния (MgO).

Осаждение микрочастиц h-BN на поверхности сплава Ti-18Zr-15Nb было проведено методом спинкоатинга [1,2]. Для этого использовали суспензии на основе двух сред: изопропанол (ИПС) и диметилсульфоксид (ДМСО) с различными концентрациями порошка h-BN. Суспензии подвергали ультразвуковому воздействию 30 мин и центрифугировали при 1000 об/мин 10 мин для отделения крупной фракции. Затем суспензии наносили на образцы методом спинкоатинга (10 капель по 50 мкл, 400 об/мин), после чего образцы промывали в дистиллированной воде и сушили в вакуумном шкафу (70 °C, 1 час).

Для формирования наночастиц оксида цинка на поверхности микрочастиц h-BN были использованы ацетат цинка $(\text{CH}_3\text{COO})_2\text{Zn} \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ (50/150 мг) и раствор NaOH (50 мг). Формирование наночастиц проводили, используя суспензию h-BN в качестве среды синтеза при постоянном перемешивании и температуре 64 °C.

С целью формирования наночастиц оксида магния на поверхности микрочастиц h-BN использовали метод окислительного травления. Для этого в качестве исходного материала использовали порошок h-BN с содержанием магния менее 1 масс.%. навеску порошка h-BN подвергали термической обработке (ТО) на протяжении 2, 3 и 4 ч при температуре 930 °C. Полученный таким образом окисленный порошок центрифугировали в дистиллированной воде для удаления поверхностного слоя оксида бора. Осадок просушивали в сушильном шкафу.

Методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) были изучены особенности распределения микрочастиц h-BN на поверхности сплава. Установлено, что применение суспензии на основе ИПС, обеспечила более равномерное распределение h-BN по поверхности и большее количество частиц, по сравнению с суспензией на основе ДМСО.

Методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) была изучена структура гетерогенных частиц ZnO/h-BN. Наночастицы оксида цинка равномерно распределены на поверхности микропластин нитрида бора. При повышенной концентрации цинка в образце чаще встречались свободные агломераты частицы оксида цинка, не лежащие на подложке h-BN. Методом рентгеновской дифракции было подтверждено наличие в образце только фаз h-BN и ZnO. Методом СЭМ был изучен характер распределения частиц по поверхности сплава Ti-18Zr-15Nb, было установлено, что распределение гетерогенных структур ZnO/h-BN аналогично характеру распределения частиц h-BN по поверхности сплава.

Проведен сравнительный анализ антибактериальной активности образцов сплава, чья поверхность была модифицирована гетерогенными частицами ZnO/h-BN. Испытания проводили в отношении модельного микроорганизма - грамотрицательной

бактерии *Escherichia coli*. Результаты испытаний подтвердили выраженные антибактериальные свойства исследуемых структур.

Структуру микрочастиц h-BN, полученных в результате окислительного травления изучали методом СЭМ. Было выявлено, что с увеличением времени термической обработки растет количество дефектов на микропластинках h-BN в виде микропор, распределенных внутри пластин и по их краям. При 3 ч и 4 ч ТО заметно наличие равномерно распределенных сферических наночастиц MgO внутри данных дефектов. Наибольшее количество и размеры частиц MgO зафиксированы на образце с самым большим временем отжига – 4 ч, что может быть связано с более полной диффузией атомов магния к поверхности и более длительным ростом частиц оксида. ЭДС анализ показал наличие магния (~0,3 ат.%) в полученных материалах. Магний играет ключевую роль в биоактивности имплантатов, стимулируя остеогенез и биоминерализацию за счёт выщелачивания ионов Mg^{2+} . Он активирует остеобласты и ускоряет образование гидроксиапатита. Предполагается, что дефекты и наночастицы MgO способствуют адсорбции белков и процессу остеоинтеграции.

Полученные результаты показали возможность создания гетерогенных структур ZnO/BN и MgO/BN, которые могут быть использованы для антибактериальной и биоактивной модификации поверхности сверхупругих титановых сплавов.

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10299-П, <https://rscf.ru/project/22-79-10299-П>

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. С.М. Дубинский, Ю.С. Жукова В.А. Шереметьев [и др]. – М.: Изд. Дом НИТУ «МИСиС», 2019. – 74 с.
2. Konopatsky A. et al. Surface modification of biomedical Ti-18Zr-15Nb alloy by atomic layer deposition and Ag nanoparticles decoration //Journal of Functional Biomaterials. – 2023. – Т. 14. – №. 5. – С. 249.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ДВУХФАЗНОЙ АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ

Карасев В.С.^{1*}, Коджаспиров Г.Е.¹, Федоров А.С.¹, Житенев А.И.²

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

²ПАО «Новолипецкий металлургический комбинат», Москва, Россия
karasev_vs@spbstu.ru

Двухфазные аустенитно-ферритные стали (ДС) могут демонстрировать разную коррозионную стойкость в зависимости от типа и агрессивности коррозионной среды, в частности, это связано с воздействием на различные структурные составляющие. В связи с этим целью настоящей работы было исследование влияния структурных составляющих ДС на коррозионную стойкость стали в различных коррозионных средах.

В работе исследовали двухфазную аустенитно-ферритную сталь S32750 (типа 02X25N7M4), раскисленную и модифицированную по разным схемам. Для определения мест появления очагов коррозии была разработана IN-SITU методика оценки эволюции деградации структуры в процессе коррозионного воздействия. Отмеченные отпечатками индентора микротвердомера участки структуры снимали с помощью оптического микроскопа (ОМ) для анализа исходного состояния, затем испытывали электрохимическим методом до появления первых признаков начала коррозионного процесса, а затем исследовали с помощью ОМ и сканирующего электронного микроскопа [1, 2]. Такой подход позволил определить конкретную структурную составляющую, ответственную за формирование участков зарождения питтингов (для исследуемой стали) в разных средах.

Стали исследуемого класса, используемые при изготовлении изделий, эксплуатируются в условиях хлоридсодержащих сред с низким рН. Установлено, что для литой структуры в таких средах критичными являются неметаллические включения (НВ), на границах с которыми локализуются питтинги. Наиболее опасными являются включения Al_2O_3 и $(Cr, Mn, Ti)O$, образующиеся при выплавке этих сталей в открытых печах. Показано, что для трансформации этих НВ в более нейтральные оксиды и сульфиды РЗМ возможно применять обработку расплава мишметаллом. Определена оптимальная концентрация РЗМ в стали, достаточно высокая, чтобы модифицировать все первичные продукты раскисления, и не приводящая к появлению избыточного количества оксидов РЗМ, образующих скопления. Установлено, что эти закономерности не подтверждаются для щелочных сред, в которых аустенит имеет более отрицательный потенциал и является «узким местом», подверженным коррозионному поражению.

Исследовано влияние термообработки ДС на морфологию аустенита и коррозионные свойства. Показано, что наиболее благоприятной структурной составляющей для повышения коррозионной стойкости является идиоморфный аустенит. Видманштеттов аустенит, формирующийся по смешанному механизму и обедненный хромом, оказывает отрицательный эффект на коррозионную стойкость. Для достижения необходимого соотношения морфологий составляющих аустенитной структуры необходимо минимизировать время выдержки в печи после достижения необходимого фазового состава.

Приведенные факты справедливы для литого состояния, в то время как для деформированного материала установлено, что критически важным фактором является степень разупрочнения феррита и аустенита по механизмам возврата и рекристаллизации, а тип и распределение НВ практически не влияют на коррозионную стойкость после горячей прокатки [3].

Таким образом, показано влияние структурных параметров на коррозионную стойкость двухфазной аустенитно-ферритной стали типа S32750. Установлены основные факторы, влияющие на коррозионную стойкость двухфазной аустенитно-ферритной стали типа S32750. Примененный подход к описанию свойств может быть

использован в дальнейшем для выбора рациональной технологии получения сталей данного класса.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания «Разработка составов дуплексных и супердуплексных сталей и исследование возможности их применения для деталей нефтегазового оборудования, в частности, компрессоров и насосов, с разработкой соответствующей технологии, рекомендаций» (FSEG-2026-0007)

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Карасев В.С., Коджаспиров Г.Е., Федоров А.С., Альхименко А.А., Житенев А.И. Повышение коррозионных свойств дуплексной стали с помощью модифицирования РЗМ. Известия вузов. Черная металлургия. 2024;67(2):219–228. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-2-219-228>
2. Fedorov, A.; Zhitenev, A.; Karasev, V.; Alkhimenko, A.; Kovalev, P. Development of a Methodology for the Quality Management of Duplex Stainless Steels. Materials 2022, 15, 6008. <https://doi.org/10.3390/ma15176008>
3. Рудской А.И., Коджаспиров Г.Е., Карасев В.С. Влияние ВТМО на структуру, механические свойства и коррозионную стойкость аустенитно-ферритной стали с различным содержанием РЗМ // Деформация и разрушение материалов - 2025. - С. 2-9.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАБОТЫ ВИБРОИЗОЛЯТОРА С УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИМ ИЗГИБОМ РАБОЧИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Стародубова М.С.^{1*}, Беляев Ф.С.^{1,2}, Волков А.Е.¹, Евард М.Е.¹

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

²Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

*st063188@student.spbu.ru

В технике для виброзащиты используются различные конструкции, в которых виброизолирующий или демпфирующий элемент испытывает упруго-пластические деформации. В работе [1] проводились испытания упруго-пластического демпфера, содержащего четыре рабочих элемента, выполненных в форме изогнутых стальных лент прямоугольного сечения. По результатам статических испытаний на механическом прессе была найдена зависимость усилия от вертикального перемещения полезной нагрузки.

Для расчета деформации рабочих элементов была использована микроструктурная модель [2]. Рассматривали участок ленты демпфера с максимальной кривизной, для которой подобрали зависимость от вертикального перемещения прессы. Исходя из зависимости напряжение-деформация в материале, рассчитали зависимость силы от перемещения $F(u)$ (рисунок 1а). Затем нашли аналогичные зависимости для свободных и вынужденных колебаний при различных массах полезной нагрузки, частотах и амплитудах ускорения основания. Пример такого расчета показан на рисунке 1б.

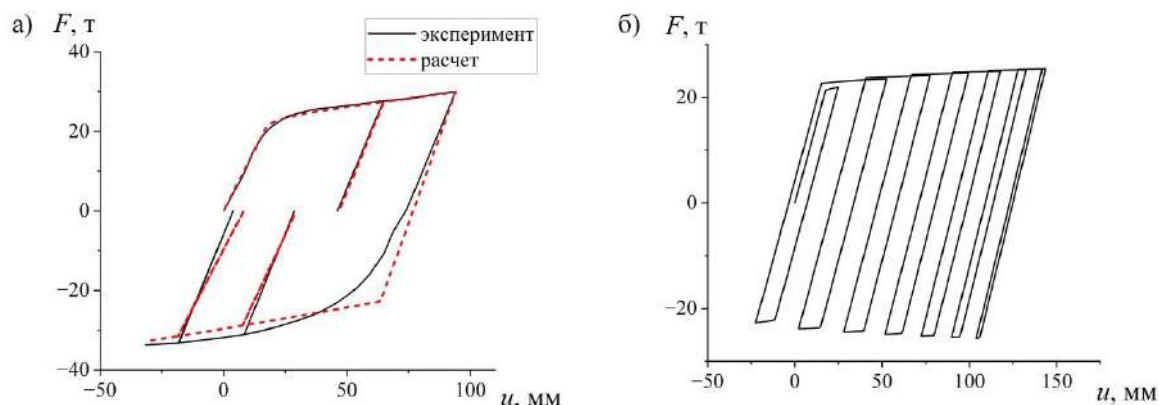


Рисунок 1 (а) – сравнение экспериментальных и расчетных данных зависимости усилия от вертикального смещения конструкции, (б) – расчет вынужденных колебаний демпфера с массой груза 1т, амплитудой ускорений основания 35 м/с^2 и частоте 6 Гц

В случаях, когда требуется выдержать значительное число колебаний, перспективным материалом для рабочих элементов являются сплавы с памятью формы на основе Fe-Mn-Si. Они ценятся за низкую стоимость, технологичность (возможность сварки, прокатки) и способность работать в составе крупных конструкций [3]. Эффект памяти формы в этих сплавах основан на мартенситном ГЦК-ГПУ превращении. Сплав Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni – материал, оптимально пригодный для использования в виброзащитных конструкциях благодаря его уникальной устойчивости к малоцикловой усталости. Его основные механические свойства: предел текучести 270 МПа, предел прочности при растяжении 670 МПа и относительное удлинение 70%. При амплитуде деформации 4% этот сплав разрушается после 8000 циклов, что в 10 раз больше стали с низким пределом текучести (LY225), которая часто используется в металлических демпферах. Обычные стальные демпферы имеют недостаточную долговечность для защиты от длиннопериодных и продолжительных сейсмических колебаний, которые особенно опасны для небоскребов. Демпферы из Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni специально разрабатываются для работы в таких условиях без необходимости замены после землетрясения. Например, в 2014 году 16 демпферов из этого сплава были установлены на нескольких этажах JP Tower Nagoya. Эти этажи

имеют повышенную высоту (6.5–7.8м), и во время землетрясений деформация концентрируется именно там, поэтому применение сверхстойких демпферов было критически важным. В работе [2] была описана микроструктурная модель деформации СПФ на основе Fe-Mn, учитывающая особенности ГЦК – ГПУ мартенситного превращения в этих сплавах. Эта модель, позволяющая рассчитывать фазовую и микропластическую деформацию, была использована для симуляции малоциклового усталости образца из сплава Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni при различных значениях амплитуды деформации. Результаты показали хорошее соответствие с известными экспериментальными данными [4]. Для демпфера из работы [1] с рабочими лентами из Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni была получена зависимость силы от перемещения. Сравнение зависимостей $F(u)$ для демпфера с лентами из стали и из Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni для трех циклов деформирования приведено на рисунке 2.

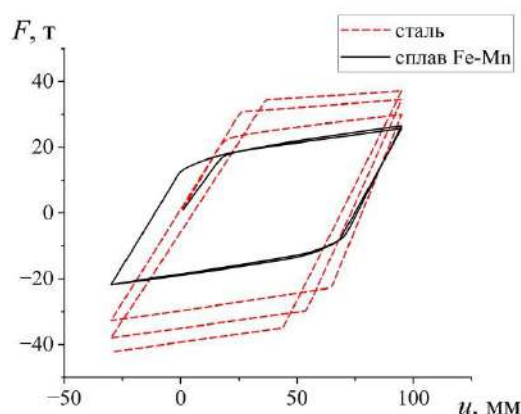


Рисунок 2 – Расчетные зависимости усилия от вертикального смещения конструкции с демпферами из стали и сплава Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni

Из рисунка 2 видно, что сплав Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni проявляет меньшее упрочнение по сравнению со сталью, а демпфер с элементами из Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni не испытывает значительного изменения характеристик после деформации.

Рассматриваемая модель может быть применена для прогнозирования циклической деформации сплава при различных условиях деформирования и температурных режимах, что необходимо для определения оптимальных параметров демпфирующего устройства.

Исследование проведено при финансовой поддержке Санкт-Петербургского государственного университета (проект 116636233).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Н.В. Островская, Ю.Л. Рутман, В.В. Грунин. Сопоставление результатов конечно-элементного расчета характеристик пластического демпфера с экспериментом // Морские Интеллектуальные Технологии, 4 (34) Т. 1 2016
2. F.S. Belyaev, M.E. Evard, E.S. Ostropiko, A.E. Volkov. Experimental Study and Modeling of the Fatigue Fracture of High-Strength FeMnSi-based Shape Memory Alloy // Procedia Structural Integrity 28 (2020) 2110–2117
3. T. Sawaguchi, T. Maruyama, H. Otsuka et al. Design Concept and Applications of FeMnSi-Based Alloys from Shape-Memory to Seismic Response Control // Materials Transactions, Vol. 57, No. 3 (2016) pp. 283 to 293
4. Y. Inoue, A. Kushibe, K. Umemura et al. Fatigue-resistant Fe-Mn-Si-based alloy seismic dampers to counteract long-period ground motion // Jpn Archit Rev, Vol. 4, No. 1 (2021) pp. 76-87

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ РАСТВОРА КВАРЦЕВЫХ СТЕКОЛ, СОАКТИВИРОВАННЫХ ИОНАМИ Sm^{2+} И Sm^{3+} , ДЛЯ ЛЮМИНЕСЦЕНТНОЙ ТЕРМОМЕТРИИ

Малашкевич Г.Е.^{1*}, Ковгар В.В.¹, Варапай Н.В.¹, Романенко А.А.¹,
Семченко А.В.², Прусова И.В.³, Нищев К.Н.⁴, Усламина М.А.⁴

¹Институт физики имени Б. И. Степанова НАН Беларуси, Минск, Беларусь

²Гомельский государственный университет имени Ф. Скорины, Гомель, Беларусь

³Белорусский Национальный технический университет, Минск, Беларусь

⁴Национальный исследовательский Мордовский государственный университет имени Н. П. Огарёва, Саранск, Россия

*g.malashkevich@ifanbel.bas-net.by

Как известно [1], люминесцентная термометрия, основанная на использовании «одноцентровых» люминофоров с термически связанными уровнями энергии, значительно уступает по относительной тепловой чувствительности одноимённой термометрии, использующей люминофоры с двумя типами оптических центров, обладающими различной температурной зависимостью интенсивности люминесценции. Однако номенклатура последних, судя по литературным данным [1], пока остаётся ограниченной активаторными системами $\text{Eu}^{2+}/\text{Eu}^{3+}$, $\text{Nd}^{3+}/\text{Yb}^{3+}$, $\text{Eu}^{3+}/\text{Tb}^{3+}$, $\text{Eu}^{3+}/\text{Cr}^{3+}$, $\text{Ho}^{3+}/\text{Mn}^{4+}$, $\text{Er}^{3+}/\text{Ni}^{2+}$. Поэтому задачей настоящей работы являлось выяснение пригодности полученных из раствора кварцевых стекол, соактивированных ионами Sm^{2+} и Sm^{3+} , в качестве люминесцентных термодатчиков.

Исследуемые стёкла синтезировались прямым золь-гель методом [2]. Формирование разнозарядных оптических центров ионов самария осуществлялось по методике, описанной в [3]. Спектры люминесценции и её возбуждения регистрировались на спектрофлуориметре Fluorolog-3, оснащённом термостатируемым держателем кювет QNW Luma 40 с контроллером температуры TC 1.

На рисунке 1 приведены типичные «квантовые» спектры (а) люминесценции ионов Sm^{2+} и Sm^{3+} в одноактивированных стёклах и (б) спектры её возбуждения в соактивированном стёкле. Здесь широкая пунктирная полоса в пьедестале спектра люминесценции Sm^{2+} обусловлена межконфигурационным $4f^5 5d^1 \rightarrow 4f^6$ переходом. Как видно, наиболее интенсивные полосы люминесценции этого стекла соответствуют внутриконфигурационным переходам $^4G_{5/2} \rightarrow ^6H_{5/2}$ (565 нм), $^6H_{7/2}$ (601 нм), $^6H_{9/2}$ (649 нм) ионов Sm^{3+} и $\Sigma(^5D_0 \rightarrow ^7F_0, ^5D_1 \rightarrow ^7F_3)$ (685 нм), $^5D_0 \rightarrow ^7F_2$ (728 нм) ионов Sm^{2+} [3]. В спектре возбуждения люминесценции ионов Sm^{3+} наблюдается серия узких полос, соответствующих их внутриконфигурационным переходам, и интенсивная полоса переноса заряда $\text{O}^{2-} \rightarrow \text{Sm}^{3+}$ при $\lambda \leq 280$ нм, а в одноимённом спектре ионов Sm^{2+} – широкая полоса с максимумом при $\lambda \approx 350$ нм, обусловленная их $4f^6 \rightarrow 4f^5 5d^1$ переходом. Наличие на последней явных провалов на длинах волн, соответствующих абсорбционным переходам Sm^{3+} , свидетельствует о слабозффективной миграции возбуждений с ионов Sm^{3+} на ионы Sm^{2+} . Данный факт должен способствовать увеличению точности определения температуры по отношению интегральных интенсивностей люминесценции ионов Sm^{3+} и Sm^{2+} ($I_{\text{Sm(III)}} / I_{\text{Sm(II)}}$).

На рисунке 2 приведены (а) спектры люминесценции соактивированного стекла при $T = 5^\circ\text{C}$ (кривая 1) и 95°C (кривая 2) и (б) зависимость отношения $I_{\text{Sm(III)}} / I_{\text{Sm(II)}}$ для этого стекла при различных температурах, определённая с учётом внутри- и межконфигурационных переходов соактиваторов (кривая 1), только внутриконфигурационных (кривая 2) и пиковых интенсивностей люминесценции при 649 нм и 685 нм (кривая 3). Из рисунка 2а видно, что при $\lambda_{\text{возб}} = 363$ нм в исследованном температурном диапазоне достигаются сравнимые значения интегральных интенсивностей люминесценции ионов Sm^{3+} и Sm^{2+} , что позволяет снизить ошибку в определении отношения $I_{\text{Sm(III)}} / I_{\text{Sm(II)}}$. При этом зависимость последнего от температуры образца, как следует из рисунка 2б, в пределах ошибки измерений для всех кривых удовлетворительно описывается линейной функцией, различаясь лишь углом наклона к оси ординат.

Изложенные результаты позволяют сделать вывод о пригодности кварцевых стекол, соактивированных разнозарядными ионами самария, в качестве люминесцентных термодатчиков, функционирующих на основе определения отношения $I_{\text{Sm(III)}} / I_{\text{Sm(II)}}$. Их преимуществом перед порошковыми люминофорами является возможность изготовления оптоволокон и, соответственно, измерения температуры в труднодоступных местах. Дополнительно в настоящей работе рассмотрены спектрально-люминесцентные особенности высокодисперсных кремнезёмных порошков, соактивированных данными ионами, и также показана их пригодность в качестве подобных термодатчиков.

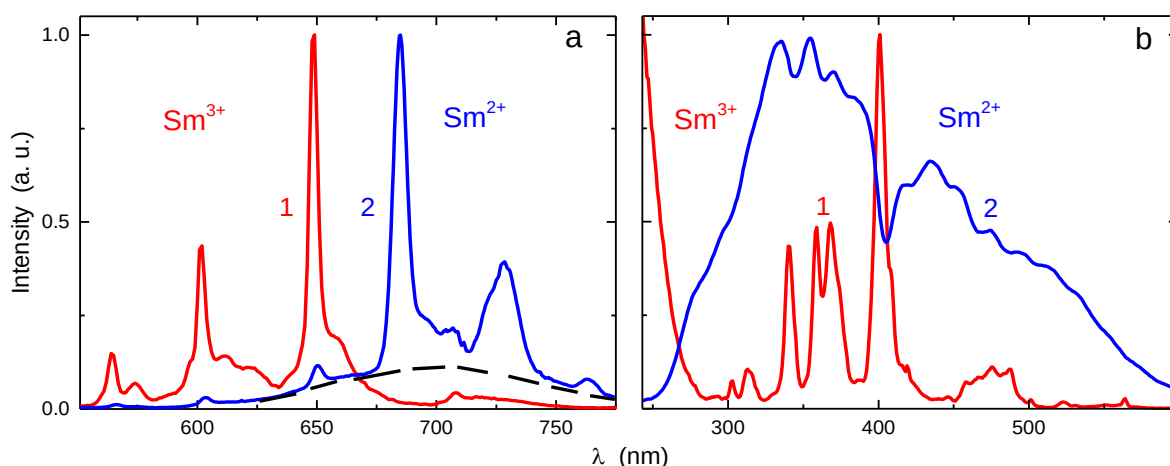


Рисунок 1 – Спектры люминесценции (а) и её возбуждения (б) ионов Sm^{3+} и Sm^{2+} в одноактивированных (а) и соактивированном (б) кварцевых стёклах. $\lambda_{\text{возб}}$, нм: 402 (1а) и 350 (2а); $\lambda_{\text{рег}}$, нм: 649 (1б) и 685 (2б)

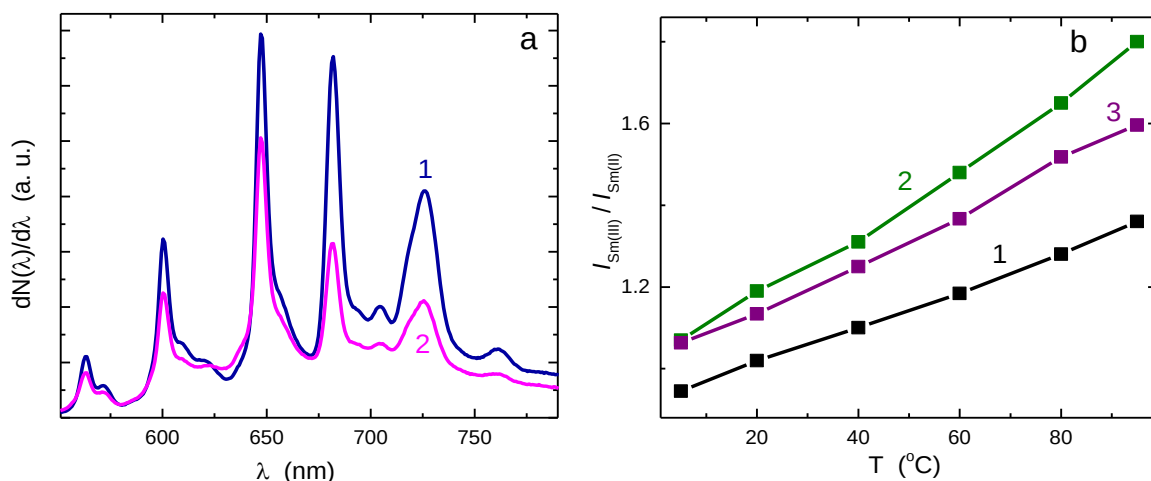


Рисунок 2 – Спектры люминесценции соактивированного ионами Sm^{3+} и Sm^{2+} кварцевого стекла (а) и температурная зависимость отношения $I_{\text{Sm(III)}} / I_{\text{Sm(II)}}$ (б) при учёте как $4f^5 5d^1 \rightarrow 4f^6$, так и $4f^6 \rightarrow 4f^6$ переходов (1), только $4f^6 \rightarrow 4f^6$ переходов (2) и только пиковых интенсивностей при 649 и 685 нм (3). $\lambda_{\text{возб}} = 363$ нм. Т, °С: 5 (1а) и 95 (2а)

Исследование проведено при частичной финансовой поддержке программы Союзного государства «Компонент Ф», задание 3.1.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. I.E. Kolesnikov, E.V. Afanaseva, M.A. Kurochkin et al. // Phys. Rev. Physica B. 2022. V. 624. #413456.
2. G.E. Malashkevich, E.N. Poddenezhny, I.M. Melnichenko, A.A. Boiko. // J. Non-Cryst. Solids. 1995. V. 188. 107–117.
3. Г.Е. Малашкевич, А.Н. Шимко, А. П. Ступак и др. // ЖПС. 2019. Т. 86. 523–529.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕСТРУКЦИИ СТРУКТУРЫ МОНТМОРИЛЛОНИТА
БЕНТОНИТОВЫХ ГЛИН МЕСТОРОЖДЕНИЯ «ОСТРОЖАНСКОЕ» ГОМЕЛЬСКОЙ
ОБЛАСТИ В УСЛОВИЯХ ЗАХОРОНЕНИЯ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ**

Короб Д.К.* , Москальчук Л.Н.

Научное учреждение «ОИЭЯИ – Сосны», Минск, Беларусь,

**daryakorob91@gmail.com*

В настоящее время в Республике Беларусь весьма актуальной является проблема захоронения радиоактивных отходов (РАО), основная часть которых образуется в результате эксплуатации Белорусской атомной электростанции (БелАЭС). Согласно рекомендациям МАГАТЭ, основополагающими принципами при захоронении РАО являются обеспечение долгосрочной безопасности пункта захоронения радиоактивных отходов (ПЗРО) и невозложение ответственности за безопасность на будущие поколения. Данные принципы реализуются за счет создания мультибарьерной системы защиты ПЗРО, где каждый инженерный барьер безопасности (ИББ) выполняет свою защитную функцию независимо от других ИББ, предотвращая дальнейшую миграцию радионуклидов за пределы ПЗРО в долгосрочной перспективе [1].

В качестве противомиграционных компонентов ИББ на практике обычно используются глинистые минералы, обладающие специфической слоистой структурой, обеспечивающей высокую степень фиксации радионуклидов – барьерные глинистые минералы (БГМ). Одними из наиболее эффективных БГМ считаются бентонитовые глины, содержащие в своем составе слоистый алюмосиликат монтмориллонит, имеющий высокие сорбционные свойства по отношению к основным дозообразующим радионуклидам, в т. ч. ^{137}Cs .

В соответствии с требованиями, предъявляемыми к системе инженерных барьеров, БГМ как их основные противомиграционные компоненты, должны сохранять свои сорбционные свойства на приемлемом уровне на протяжении длительных промежутков времени. Оценить стабильность БГМ в условиях захоронения РАО возможно путем имитации различных деструкционных воздействий, приводящих к разрушению слоистой структуры их основного сорбционного компонента – монтмориллонита. Разрушение слоистой структуры достигается различными способами, в т.ч. контактом БГМ с агрессивными средами. Для бентонитовой глины наиболее агрессивной средой считаются растворы минеральных кислот [2, 3].

Цель работы – лабораторное моделирование деградационных процессов БГМ, происходящих в условиях долгосрочного захоронения РАО и изучение влияния частичной деструкции слоистой структуры монтмориллонита на физико-химические и сорбционные свойства БГМ по отношению к ^{137}Cs на примере образцов бентонитовой глины месторождения «Острожанское» Гомельской области.

В работе проведены исследования образцов бентонитовой глины месторождения «Острожанское» с неразрушенной (БГ-И) и частично разрушенной (БГ-Н) структурой монтмориллонита. Деструкция образцов была выполнена путем обработки образца БГ-И 10%-м раствором соляной кислоты при 80–90°C в течение 3 ч.

Для образцов БГ-И и БГ-Н определены следующие показатели: удельная поверхность, минеральный состав, емкость катионного обмена (ЕКО), состав обменного катионного комплекса, степень сорбции ^{137}Cs и коэффициент межфазного распределения ^{137}Cs . Соотношение $V/m = 100$ мл/г, разделение фаз осуществлялось с помощью центрифугирования (6000 об/мин, 5 мин).

На рисунке 1 приведены рентгеновские дифрактограммы изученных образцов глин БГ-И и БГ-Н. Межплоскостное расстояние (001) монтмориллонита исходной глины составляет 14.2 Å, что может свидетельствовать о смешанном поглощенном комплексе (преимущественно Ca–Mg). Данные химического анализа поглощенного комплекса, представленные в таблице 1, подтверждают этот вывод. Обработка кислотой приводит к значительному преобразованию структуры монтмориллонита, при этом другие минералы остаются практически неизменными. На рисунке 1 отчетливо

видно, что изменения интенсивности и положения рефлексов наблюдаются только для монтмориллонита.

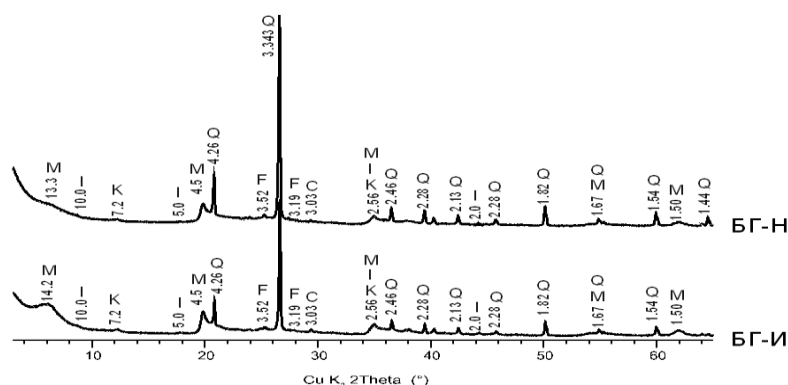


Рисунок 1. – Рентгеновские дифракционные картины образцов БГ-И и БГ-Н:
М – монтмориллонит, И – иллит, К- каолинит, Q – кварц, F – полевые шпаты, С – кальцит

Кислотная обработка приводит к вымыванию межслоевых и октаэдрических катионов, что способствует уменьшению заряда слоя и снижению ЕКО. Вымывание межслоевых катионов отчетливо прослеживается по уменьшению содержания Na^+ , Mg^{2+} , K^+ , Ca^{2+} в составе обменного комплекса. Кроме того, в результате кислотной обработки происходит увеличение микропористости, как следствие, значительное увеличение удельной поверхности ($S_{\text{уд}}$) глины. Это частично компенсирует снижение сорбционных характеристик по причине деструкции слоев. Сравнительная характеристика образцов БГ-И и БГ-Н представлена в таблице 1.

Таблица 1 – Характеристика образцов бентонитовых глин БГ-И и БГ-Н

Шифр образца	$S_{\text{уд}}$, м ² /г	ЕКО, ммоль/100г	Содержание обменных катионов, ммоль/г				Минеральный состав, мас. %
			Na^+	Mg^{2+}	K^+	Ca^{2+}	
БГ-И	77	43	9,5	89,7	17,3	215,6	монтмориллонит – 52, кварц – 20, каолинит – 10, иллит – 9, микроклин – 5, альбит – 3, кальцит – 1
БГ-Н	178	21	0,9	8,8	13,1	2,0	монтмориллонит – 49, кварц – 20, каолинит – 10, иллит – 9, микроклин – 5, альбит – 3, кальцит – 1

Результаты экспериментов по изучению кинетики сорбции $^{137}\text{Cs}^+$ показывают, что основные сорбционные процессы происходят в первые минуты взаимодействия, а в течение 2 ч достигают состояния подвижного равновесия. Сорбция $^{137}\text{Cs}^+$ образцами БГ-И и БГ-Н при различных концентрациях $^{137}\text{Cs}^+$ слабо зависит от pH, что свидетельствует о том, что взаимодействие происходит по механизму ионного обмена. Для образцов БГ-И и БГ-Н определены основные сорбционные показатели в отношении ^{137}Cs : степень сорбции ^{137}Cs (F_s , %) и коэффициент межфазного распределения ^{137}Cs (K_d , л/кг). Результаты исследований представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Сорбционные свойства образцов БГ-И и БГ-Н в отношении ^{137}Cs

Шифр	Дистиллированная вода		0,1M NaNO_3		1M NaNO_3	
	F_s , %	K_d ^{137}Cs , л/кг	F_s , %	K_d ^{137}Cs , л/кг	F_s , %	K_d ^{137}Cs , л/кг
БГ-И	95,4	$1,0 \cdot 10^4$	96,8	$3,0 \cdot 10^3$	86,7	652
БГ-Н	95,9	$1,7 \cdot 10^4$	87,4	$6,9 \cdot 10^2$	63,7	176

Полученные результаты свидетельствуют о том, что бентонитовые глины месторождения «Острожанское» Гомельской области имеют высокие сорбционные свойства по отношению к ^{137}Cs . Следует отметить, что даже частичное разрушение структуры монтмориллонита, имитирующее деструкционные процессы БГМ, происходящие в условиях долгосрочного захоронения РАО, не привело к заметному снижению сорбционных свойств глин по отношению к ^{137}Cs .

Результаты, полученные в данной работе, могут быть использованы для моделирования процессов миграции ^{137}Cs в условиях долгосрочного захоронения РАО.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. О стратегии обращения с радиоактивными отходами: постановление Совета Министров Республики Беларусь от 15 февраля 2023 г. № 128 // Национальный реестр правовых актов Республики Беларусь. – 2023. – № 5/51387.

2. Experimental study of montmorillonite structure and transformation of its properties under treatment with inorganic acid solutions / V. V. Krupskaya [et al.] // Minerals. – 2017. – Vol. 7 (49). – P. 1–14.

3. Семенкова, А. С. Сорбция Cs(I) и Np(V) на глинах Острожанского месторождения (Беларусь) / А. С. Семенкова, Т. Р. Полякова, Д. К. Короб [и др.] // Радиохимия. – 2019. – Т. 61, № 5. – С. 433–438.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ФЕХРАЛЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОНВЕРСИИ УГЛЕВОДОРОДНЫХ ГАЗОВ

Манохин С.С.^{*}, Токмачева-Колобова А.Ю., Максименко В.Н., Колобова Е.Г.,
Седов И.В., Лигачев А.Е., Колобов Ю.Р.

ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

^{*}manohin@icp.ac.ru

Проведено сравнительное исследование процессов деградации структуры и свойств жаростойких сплавов на основе железа систем Fe-Cr-Al (фехраль Х23Ю5) и Fe-Cr-Ni при их эксплуатации в качестве материала проволоочных матриц в установках для высокотемпературной некаталитической конверсии углеводородных газов. Актуальность данной работы обусловлена необходимостью разработки компактных технологий конверсии попутного нефтяного газа в синтез-газ и водород непосредственно на месторождениях, в которых проволоочная металлическая матрица является ключевым элементом, обеспечивающим рекуперацию тепла и стабилизацию фронта пламени в условиях температур 1000-1200°C.

Методами оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии с энергодисперсионным рентгеноспектральным анализом изучены закономерности формирования и эволюции оксидных слоев на поверхности проволоочных образцов исследуемых сплавов в средах с различным содержанием кислорода. Установлено, что при температуре 1200°C в течение 30 часов скорость окисления фехраля существенно возрастает, формирующийся оксидный слой достигает толщины около 120 мкм, состоит преимущественно из оксидов железа — Fe₃O₄ (магнетит) и Fe₂O₃ (гематит) — и характеризуется развитой системой трещин и пор, не обеспечивающей надежной защиты материала от дальнейшего окисления. Диаметр проволоки при этом увеличивается с 200 до 340 мкм за счет формирования рыхлого поверхностного оксида. При температуре 1000°C формируется значительно более тонкий защитный оксидный слой, после 32 часов его толщина составляет около 2 мкм, а состав определяется преимущественно оксидом алюминия Al₂O₃. При увеличении продолжительности отжига до 512 часов толщина слоя возрастает до порядка 10 мкм с появлением дополнительной фазы хромита FeCr₂O₄. Методами просвечивающей электронной микроскопии в режиме фазового контраста идентифицировано наличие двух фаз в оксидном слое, оксида алюминия и смешанного оксида Cr₂FeO₄.

Исследование влияния состава окислителя показало, что обогащение воздуха кислородом существенно ускоряет деградацию фехралевых матриц. При содержании кислорода в окислителе около 53% и продолжительности эксплуатации 14 часов формируется двухслойный оксид толщиной 4-6 мкм, включающий внешний слой Cr₂O₃ и подслой Al₂O₃, тогда как при использовании атмосферного воздуха в условиях коэффициента избытка окислителя альфа = 0,58-0,64 процесс стабилен в течение 32 часов.

Для сплава системы Fe-Cr-Ni состава Cr (20-25), Ni (16-20), Si (1,5-2,0), Al (0,5-1,5) мас.%, эксплуатировавшегося при температуре 1000°C в среде с содержанием кислорода около 28 об.%, методами просвечивающей электронной микроскопии изучена переходная область «оксидный слой — матрица». Установлено, что без предварительной обработки толщина оксидного слоя составляет около 50 мкм после 1,5 часов и около 100 мкм после 4,5 часов эксплуатации. Предложен механизм развития процесса окисления, включающий последовательные стадии зарождения, роста и коагуляции частиц оксида хрома Cr₂O₃.

В целях замедления процессов деградации структуры материала матриц из сплава Fe-Cr-Ni, эксплуатирующихся в установках для высокотемпературной некаталитической конверсии углеводородных газов, разработан и экспериментально апробирован метод модификации приповерхностного слоя. Метод включает пропитку материала матрицы коллоидной суспензией, содержащей наноразмерные частицы карбида кремния размером около 40 нм, с последующей лазерной обработкой

волоконным импульсным иттербиевым лазером. Применение данного метода модификации позволяет снизить скорость роста оксидного слоя в 6-7 раз, толщина которого на обработанных предложенным в настоящей работе методом образцах из сплава Fe-Cr-Ni составляет менее 15 мкм после 4,5 часов эксплуатации в установке, тогда как на необработанных образцах толщина достигает около 100 мкм при тех же условиях эксплуатации.

Таким образом в настоящей работе показана определяющая роль температуры эксплуатации, состава окислительной среды и химического состава исследованных сплавов в формировании оксидных слоев и скорости их роста, а также обоснована перспективность лазерной модификации поверхности с применением нанодисперсного карбида кремния для повышения жаростойкости матричных сплавов в установках высокотемпературной некаталитической конверсии углеводородных газов.

Работа выполнена по теме Государственного задания FFSG-2024-0016, № государственной регистрации № 124020500064-2.

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ИНИЦИИРУЕМЫХ ИМПУЛЬСНЫМИ
ПОВЕРХНОСТНЫМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ
ПРЕВРАЩЕНИЙ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

Колобов Ю.Р., Токмачева-Колобова А.Ю., Манохин С.С.

ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

**kolobov@icp.ac.ru*

На примере металлов и сплавов с ГПУ-, ГЦК- и ОЦК кристаллическими решетками, а также псевдосплава W-Cu, раскрыты физические механизмы фазово-структурных превращений в приповерхностных слоях при импульсных (фемто-, и наносекундных) лазерных воздействиях: ротационная динамическая рекристаллизация, полиморфные фазовые превращения ($\alpha \rightarrow \omega$), фрагментация зёрен и интенсивное двойникование. Методами оптической металлографии, конфокальной лазерной и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа установлены закономерности и физические механизмы формирования микроструктуры модифицированных слоёв исследованных сплавов.

При фемтосекундной обработке на примере нелегированного титана (сплав BT1-0) показана возможность целенаправленного формирования локальных или покрывающих всю внешнюю поверхность опытных образцов/изделий областей с мощным дисперсным упрочнением за счет инициированного ударной волной выделения частиц ГЦК-карбидов титана.

Представлен сравнительный анализ влияния лазерной обработки импульсами фемто- и наносекундной длительности и плазменно-электролитической обработки (микродугового оксидирования) на структуру приповерхностных слоёв, фазовый состав и механические свойства титановых сплавов медицинского применения (BT1-0, BT6).

Проведен анализ причин снижения циклической прочности после плазменно-электролитической обработки (нанесении МДО-покрытий) пластинчатых образцов сплава BT1-0), связанные с пористостью формируемого биоактивного слоя и концентрацией напряжений на рельефной границе раздела «покрытие–подложка». В отличие от этого упрочняющая поверхностная импульсная лазерная обработка приводит к значительному повышению сопротивления усталостному разрушению пластинчатых образцов.

На основе полученных результатов на примере титана показана возможность проведения комбинированной поверхностной обработки, сочетающей нано- или фемтосекундную лазерную обработку для создания высокопрочного наноструктурированного приповерхностного слоя и последующее нанесение тонких биоактивных покрытий для улучшения биосовместимости медицинских имплантатов.

Работа выполнена по теме Государственного задания FFSG-2024-0018, № государственной регистрации №124020700089-3.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ МЕМБРАН ИЗ СПЛАВОВ ПАЛЛАДИЯ (Pd-40%Cu И Pd-10%Ru) В УСЛОВИЯХ СЕПАРАЦИИ ВОДОРОДА

Максименко В.Н.^{*}, Токмачева-Колобова А.Ю., Манохин С.С., Колобова Е.Г.,
Седов И.В., Лигачев А.Е., Колобов Ю.Р.

ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН, Черноголовка, Россия

^{*}maksimenkovn@icp.ac.ru

Мембранные технологии на основе палладиевых сплавов представляют наиболее эффективный путь получения ультрачистого водорода методом паровой конверсии углеводородного сырья. Дegradaция мембран в реальных условиях эксплуатации остаётся одной из ключевых проблем, препятствующих широкому промышленному применению данной технологии. В настоящей работе проведено комплексное исследование механизмов деградации двух типов эксплуатировавшихся в экспериментальном мембранном реакторе паровой конверсии этана водородопроницаемых мембран: из сплава Pd-10%Ru (толщина 30 мкм) и из сплава Pd-40%Cu (толщина 20 мкм). Структуру и фазовый состав материалов мембран исследовали методами оптической металлографии, растровой электронной микроскопии (РЭМ) с энергодисперсионным анализом, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), в том числе в режиме сканирования (СПЭМ), рентгенофазового анализа (РФА) и конфокальной микроскопии.

Для случая сплава Pd-40%Cu установлено, что исходный материал мембраны (до начала ее эксплуатации в реакторе) находится в метастабильном состоянии с двумя фазами: неупорядоченной фазой A1 с гранецентрированной кубической решёткой и упорядоченной фазой B2 с объёмно-центрированной кубической решёткой. После 20 часов эксплуатации при температурах 473-523 К соотношение фаз A1 и B2 в объёме материала принципиально не изменилось, что свидетельствует о незавершённости процесса структурного доупорядочения A1 в B2 ввиду крайне медленной кинетики данного превращения при указанных рабочих температурах. Сохранение метастабильного двухфазного состояния A1+B2 является ключевым фактором, ограничивающим достижение максимальной водородопроницаемости сплава Pd-40%Cu.

Для случая мембраны из сплава Pd-10%Ru установлен иной ряд характерных структурных изменений, возникающих в процессе ее эксплуатации в экспериментальном реакторе. На обеих сторонах указанной мембраны выявлена рекристаллизация материала с увеличением размера зёрен до 25 мкм. На внутренней поверхности, контактировавшей с реакционной газовой смесью, обнаружено интенсивное углеродное загрязнение (карбонизация): концентрация углерода варьировалась от 8,8 до 13,4 вес.%, что свидетельствует о термическом разложении этана из газовой фазы реактора. Методами конфокальной микроскопии зафиксировано существенное изменение рельефа поверхности с перепадом высот до 4,4 мкм, обусловленное анизотропией термического расширения разориентированных зёрен и механическим выкрашиванием зёрен, потерявших связь с объёмом материала вследствие раскрытия межзёрнных трещин. В приповерхностном слое обеих сторон мембраны методами ПЭМ выявлены огранённые поры размером 100-200 нм и подповерхностные полости, заполненные углеродной субстанцией, что подтверждено картированием элементного состава методом ЭДС в режиме СПЭМ. По данным микродифракционного анализа матрица мембраны после эксплуатации в экспериментальном реакторе представлена однофазной ГЦК-структурой (фаза A1). Пory характеризуются преимущественной ориентировкой вдоль семейства направлений (100) относительно матрицы ГЦК-решётки палладиевого сплава, что указывает на их образование на месте кубоидальных частиц гидридной фазы бета-PdH_x. По периферии подповерхностных пор методами ПЭМ зафиксированы скопления дислокаций, свидетельствующие о локальных напряжениях, возникающих при формировании и росте гидридных частиц. Таким образом в настоящей работе показано, что легирование палладия рутением, несмотря на повышение механической прочности сплава и подавление водородного охрупчивания, не предотвращает

деградацию структуры и снижение функциональных свойств мембраны в условиях эксплуатации при высоких температурах в углеводородсодержащих средах. На основании совокупности полученных экспериментальных данных сделан вывод о том, что деградация структуры и свойств материала мембраны из сплава Pd-10%Ru обусловлена совместным действием двух факторов: интенсивной карбонизации поверхности вследствие термического разложения углеводородов и водородного фазового наклёпа при циклическом гидрировании-дегидрировании, а также, предложен стадийный механизм деградации структуры и свойств указанной мембраны.

Работа выполнена по теме Государственного задания FFSG-2024-0016, № государственной регистрации № 124020500064-2.

РАЗРАБОТКА ОСНОВ ПЕРЕНОСА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ С ОДНОЙ АДДИТИВНОЙ УСТАНОВКИ НА ДРУГУЮ С ПОМОЩЬЮ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ

Рудаков А.А.^{*}, Иванов И.А., Юдин А.В.

Институт металлургии и машиностроения АО «НПО «ЦНИИТМАШ» ГК Росатом,
Москва, Россия

^{*}ant.ml@inbox.ru

Внедрение аддитивных технологий является важной научно-технической задачей современной промышленности, направленной на повышение производительности труда и расширение технологических возможностей производства. Одной из наиболее перспективных технологий является селективное лазерное сплавление (СЛС). Однако её промышленное внедрение сдерживается сложностью подбора технологических режимов и отсутствием методологии их переноса между различными установками. Параметры печати обычно подбираются экспериментально для каждой машины отдельно, что требует значительных временных и материальных затрат. Режимы, разработанные для одной установки, как правило, не могут быть напрямую использованы на другой из-за различий в характеристиках лазерной системы, оптики и условиях формирования ванны расплава.

Целью данной работы является разработка научно-технических основ переноса технологических режимов селективного лазерного сплавления между различными установками на основе методов машинного обучения. Для достижения цели сформирована база данных режимов печати и характеристик полученных образцов (плотность), а также разработана модель прогнозирования относительной плотности аддитивного материала.

Валидация модели проведена на тестовой выборке режимов печати. Средняя абсолютная ошибка прогноза составила 0.14 %, при этом для большинства режимов ошибка не превышает 0.1–0.2 %. Доверительный интервал прогноза (95 %) составляет около ± 0.09 %. Сравнение экспериментальных и предсказанных значений плотности представлено на рисунке 1. В большинстве случаев прогнозируемые значения совпадают с экспериментальными и находятся внутри доверительного интервала. Исключением является один режим с экспериментальной плотностью около 97.4 %, который существенно отклоняется от основной выборки образцов (~99 %). Данная точка выходит за пределы доверительного интервала и рассматривается как аномальное поведение, вероятно связанное с дефектом процесса плавления.

Полученные результаты подтверждают возможность применения методов машинного обучения для прогнозирования свойств аддитивного материала и формирования режимов печати, близких к экспериментально оптимальным.

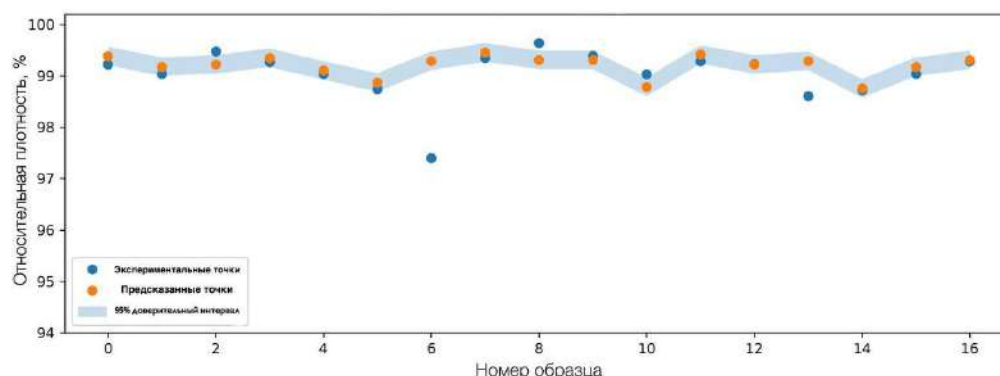


Рисунок 1 – Сравнение экспериментальных и предсказанных значений относительной плотности с доверительным интервалом модели (95 %)

ИССЛЕДОВАНИЕ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖ159, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Овчинникова А.Е.^{1*}, Жармухамбетов А.С.¹, Рудаков А.А.¹

¹АО «НПО «ЦНИИТМАШ», Москва, Россия

*AEOvchinnikova@cniitmash.com

В современном авиационном и аэрокосмическом машиностроении селективное лазерное сплавление (СЛС) зарекомендовало себя как один из наиболее перспективных методов изготовления облегченных сложнопрофильных деталей из жаропрочных никелевых сплавов, таких как ВЖ159. Высокая эффективность проектирования подобных деталей достигается за счет топологической оптимизации, позволяющей распределить материал в зонах наибольших напряжений и минимизировать итоговый вес.

Однако большинство существующих расчетных комплексов базируется на гипотезе об изотропности материала. Для изделий, получаемых методом СЛС, подобное допущение вносит существенную погрешность в прочностные расчеты. Специфика локального подвода тепла и послойного синтеза инициирует направленный теплоотвод, что неизбежно приводит к эпитаксиальному росту столбчатых зерен и формированию выраженной структурной и механической анизотропии [1, 2]. Таким образом, комплексное исследование анизотропного поведения синтезированного сплава ВЖ159 выступает обязательным условием для обеспечения надежности и безопасной эксплуатации топологически оптимизированных авиационных конструкций.

Целью настоящего исследования является повышение точности прочностных расчетов СЛС-изделий сложной формы за счет учета их структурной анизотропии. Для достижения поставленной цели решались задачи по установлению корреляционных закономерностей между углом построения, модулем упругости и прочностными характеристиками сплава ВЖ159, а также по оценке применимости методов неразрушающего контроля для их оперативного прогнозирования.

В ходе работы была проведена оптимизация технологических режимов СЛС по критерию объемной плотности энергии, сплошность контролировалась гидростатическим взвешиванием и металлографическим анализом. Для проведения испытаний была синтезирована серия образцов с различными углами наклона к платформе построения. Исследование механических характеристик включало статические испытания на одноосное растяжение и измерения твердости. Дополнительно проводилось локальное исследование упруго-пластических свойств методом кинетического (инструментального) индентирования для определения контактного модуля упругости по методу Оливера – Фарра.

В результате исследований наблюдалось анизотропное поведение материала при различных углах наклона. Образцы при 0° показали максимальную твердость 45,13 HRC, но минимальный предел прочности 855,2 МПа (Рисунок 1а, б). Это обусловлено тем, что при вертикальном построении границы между слоями печати располагаются перпендикулярно оси приложения нагрузки, что способствует более легкому раскрытию трещин и снижает эффект упрочнения границами зерен [3]. Максимум свойств достигнут при наклонном построении 45°: прочность 992 МПа при удлинении 22%, что связано с ориентацией плоскостей скольжения. Горизонтальная ориентация (90°) дала промежуточную прочность 909,5 МПа. На рисунке 1г представлен коэффициент анизотропии, аппроксимированный параболой с пиком в области 45° – 60°.

Анализ данных локальных упруго-пластических характеристик позволил установить прямую зависимость контактного модуля Юнга от ориентации выращивания (Рисунок 1в). Относительный модуль упругости продемонстрировал пиковые значения в диапазоне углов 45°–60°, повторяя параболическую тенденцию изменения предела прочности на растяжение. Выявленная корреляция между локальной жесткостью и прочностными характеристиками подтверждает применимость инструментального индентирования в качестве метода неразрушающего контроля.

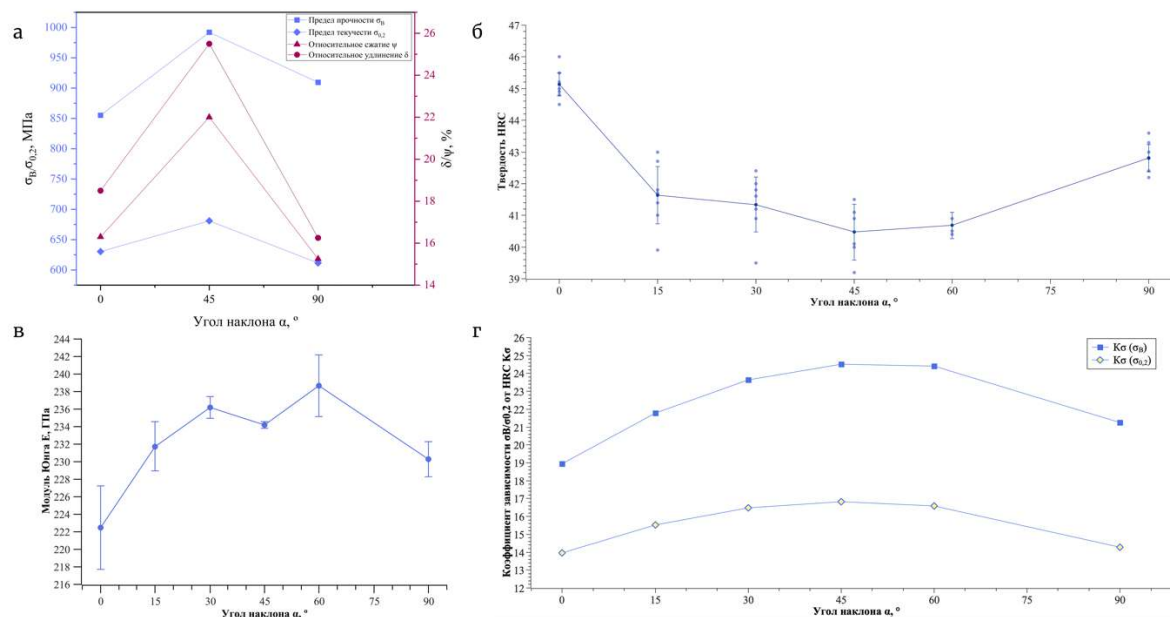


Рисунок 1 – Зависимость от угла наклона механических свойств (а), твердости (б), модуля Юнга (в), Коэффициента анизотропии (г)

Полученная корреляционная зависимость твердости и прочности в дальнейшем позволит неразрушающим методом прогнозировать прочность деталей по результатам измерения твердости с учетом наклона, что также применимо для адаптации алгоритмов топологической оптимизации.

СПИСОК ИСПОЛЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Feng J. et al. Research on topology optimization considering anisotropy of additive manufactured structures //Archives of Civil Engineering. – 2026. – Т. 72. – №. 1. – С. 465-479.
2. Zou J., Xia X. Topology optimization for additive manufacturing with strength constraints considering anisotropy //Journal of Computational Design and Engineering. – 2023. – Т. 10. – №. 2. – С. 892-904.
3. Chlebus E. et al. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting //Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Т. 639. – С. 647-655.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ЦИРКОНИЕВЫХ ТРУБАХ С ГИДРИДАМИ РАЗЛИЧНОЙ ОРИЕНТАЦИИ ПРИ ОКРУЖНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Ильясов Р.А.^{*}, Петров М.И., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Михальчик В.В.
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия
^{*}il.re0310@mail.ru

Циркониевые сплавы широко применяются в активной зоне водо-водяных реакторов благодаря сочетанию высокой механической прочности, коррозионной стойкости и низкого сечения захвата тепловых нейтронов. Однако при взаимодействии с теплоносителем цирконий поглощает водород, который при превышении предела растворимости выделяется в виде хрупких гидридов, влияющих на механические свойства материала. Существенную роль при этом играет ориентация гидридов: тангенциальная ориентация считается менее опасной, тогда как радиальная повышает склонность материала к хрупкому разрушению [1–3].

Целью работы являлось установление закономерностей влияния ориентации гидридов на распределение напряжений и пластических деформаций в циркониевой трубе при окружном растяжении методом конечных элементов.

В работе численное моделирование проводилось в квазистатической постановке с использованием открытого программного комплекса CalculiX. Рассматривался кольцевой образец, соответствующий условиям испытаний на диаметрально растяжение, приведённым в [4], схема испытания которого представлена на рисунке 1.

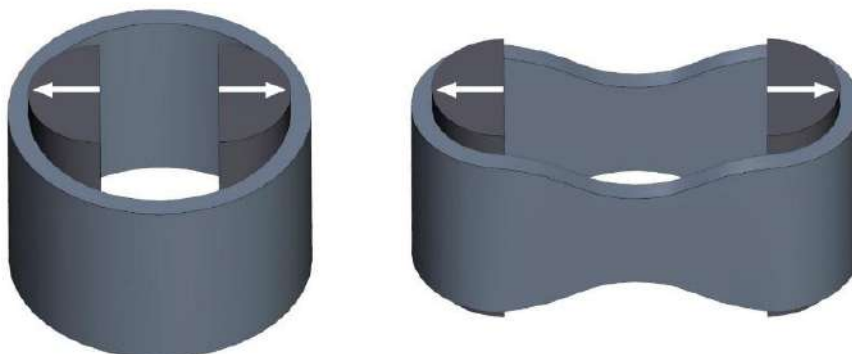


Рисунок 1 – Схема механического испытания кольцевых образцов

Гидриды задавались в виде тонких дискообразных включений диаметром 100 мкм и толщиной 2 мкм. В расчётах использовался коэффициент ориентации F_n , характеризующий долю радиально ориентированных гидридов:

$$F_n = \frac{N_{\text{рад}}}{N_{\text{об}}},$$

где $N_{\text{рад}}$ – количество гидридов с радиальной ориентацией, $N_{\text{об}}$ – общее количество гидридов.

Для каждого значения F_n от 0 до 1 с шагом 0,1 формировалось 150 случайных реализаций ансамбля гидридов. Матрица сплава Zr-Nb-Sn-Fe-O описывалась как анизотропный упруго-пластический материал, а гидриды $\delta\text{-ZrH}_{1.66}$ – как линейно-упругие включения.

Результатами расчётов являлись распределения эквивалентных напряжений по Мизесу, пластических деформаций и нормальных компонент тензора напряжений вблизи гидридов. Для выявления устойчивых закономерностей применялась статистическая обработка результатов серии расчётов.

Установлено, что ориентация гидридов существенно влияет на характер напряжённо-деформированного состояния. При тангенциальной ориентации

наблюдается выраженная локализация пластической деформации у концов гидридных пластин, а также сильные локальные максимумы тангенциальных напряжений.

При увеличении доли радиально ориентированных гидридов пластическая деформация в окрестности включений снижается, а влияние гидридов распространяется на больший объем матрицы. Одновременно изменяется характер напряжённого состояния: снижается вклад локальных тангенциальных растягивающих напряжений, возрастает роль радиальных и осевых компонент.

Таким образом, происходит переход от локальной концентрации напряжений к более объёмному распределению напряжённого состояния с подавлением пластической релаксации, что может объяснять особенности разрушения образцов, наблюдаемые при фрактографическом анализе [5]. На рисунке 2 показаны различия в формировании напряжённо-деформированного состояния при радиальной и тангенциальной ориентации гидридов.

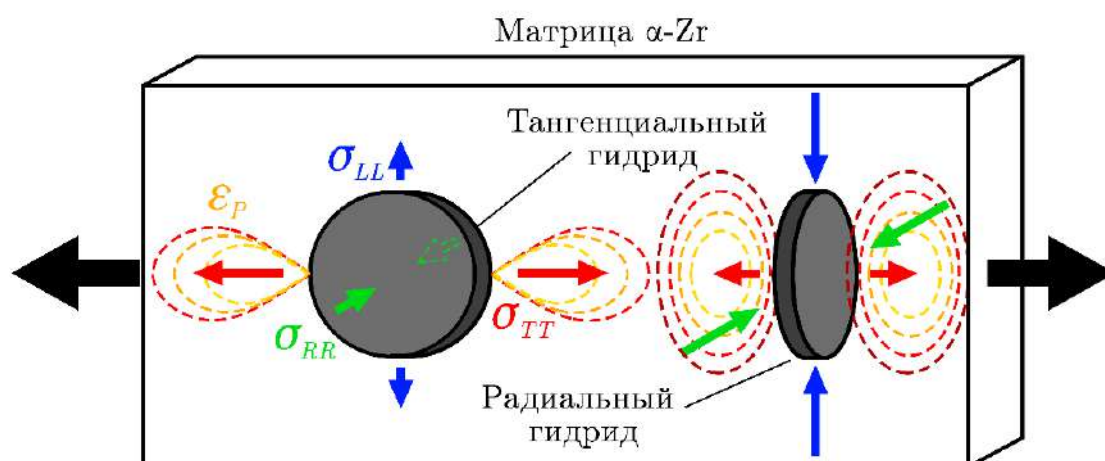


Рисунок 2 – Схематическое изображение формирования напряженно-деформированного состояния при радиальной и тангенциальной ориентации гидридов

Показано, что ориентация гидридов влияет на характер локализации напряжённо-деформированного состояния в циркониевом кольцевом образце. Разработанная модель может быть использована для дальнейшего анализа механизмов зарождения трещин и прогноза разрушения наводороженных циркониевых изделий.

Исследование проведено при финансовой поддержке Российского научного фонда № 24-79-10289, <https://rscf.ru/project/24-79-10289/>.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Motta A.T. et al. Hydrogen in zirconium alloys: A review // Journal of Nuclear Materials. 2019. Vol. 518. P. 440–460.
2. Puls M.P. The Effect of Hydrogen and Hydrides on the Integrity of Zirconium Alloy Components. London: Springer London, 2012. 451 p.
3. Hsu H.H., Tsay L.W. Effect of hydride orientation on fracture toughness of Zircaloy-4 cladding // Journal of Nuclear Materials. Elsevier B.V., 2011. Vol. 408, № 1. P. 67–72.
4. Saburov N.S. et al. Fracture parameters of the Zr-Nb-Sn-Fe tubes samples with different hydrides orientations during the mechanical testing and plasticity of the material (in press) // Physics of Atomic Nuclei. 2025.
5. Petrov M.I. et al. Development of a neural network for fractographic analysis of hydrogenated zirconium alloys // Letters on Materials. 2025. Vol. 15, № 1. P. 49–54.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ЕСТЕСТВЕННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Ni, СОЗДАНЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

**Блинова Е.Н.¹, Воронов В.Д.², Ишкиняев Э.Д.², Либман М.А.¹, Петровский В.Н.²,
Шурыгина Н.А.³**

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

²НИЯУ «МИФИ», Москва, Россия

³РТУ МИРЭА, Москва, Россия

blinova_en@rambler.ru

Лазерная обработка металлических материалов относится к одному из тех научных направлений, которые в настоящее время эффективно применяются как для обработки поверхности металлов, так и для создания материалов с новыми сочетаниями эксплуатационных свойств. В результате сверхбыстрого лазерного нагрева формируются неравновесные структурно-фазовые состояния, обладающие сочетанием физических или механических свойств, которые не могут быть реализованы в равновесном состоянии. Создание металлических материалов, имеющих одновременно достаточно высокие прочностные и пластические характеристики возможно путем реализации композиционных структур, представляющих собой сочетание макроскопических областей, одна из которых обладает высокой прочностью, а другая – высокой пластичностью. В работах [1-3] продемонстрирована возможность создания таких композиционных материалов на основе сплавов системы Fe-Cr-Ni аустенитно-мартенситного класса, в которых высокопрочные области – мартенсит можно получить в результате холодной пластической деформации, а пластичные – путем лазерной термической обработки при температурах выше температуры обратного мартенситного превращения, в результате которого образуется аустенит. Важно отметить, что применение термической обработки лазерным излучением позволило существенно повысить прочность пластичного аустенита. В настоящей работе продолжены исследования, связанные с созданием композиционных материалов, сочетающих высокие прочностные и пластические характеристики и, в частности, определены кривые напряжение – деформация $\sigma(\epsilon)$ для образцов с различным распределением пластичных областей.

Для проведения исследований был выбран сплав системы Fe-Cr-Ni следующего состава (вес%%) Cr-18.31; Ni-9.65; C <0.02. В этом сплаве температура прямого мартенситного превращения находится ниже 0°C, а обратное мартенситное превращение начинается при температуре ~500°C, а заканчивается при ~700°C. Для получения высокопрочного мартенсита использовалась холодная пластическая деформация (прокатка) при комнатной температуре со степенями обжатия не менее 75%. Для создания макроскопических областей пластичного аустенита заданных размеров и формы, распределенных определенным образом внутри мартенситной матрицы, использовалась термическая обработка лазерным излучением, локальность которой обеспечивала получение областей практически любой формы.

Для создания областей аустенита, определенным образом распределенных в мартенситной матрице, использовалась обработка лазерным излучением на установке, оборудованной роботизированным манипулятором MOTOMAN с одномодовым волоконным лазером IPG LC-5 мощностью до 5 kW. Подробная технология этой обработки описана в работах [1, 2], где удалось найти адекватное решение проблемы определения и поддержания температуры в области температуры обратного мартенситного превращения. При обработке с постоянными технологическими параметрами вследствие аккумуляции тепла наблюдается перегрев в процессе воздействия, поэтому мощность излучения необходимо уменьшать по заданному закону. Функция падения мощности для поддержания стационарной температуры определялась по построенной компьютерной модели лазерного нагрева с использованием метода конечных элементов. На основе построенной модели были подобраны режимы обработки, позволяющие нагреть область воздействия до

температурного интервала обратного мартенситного превращения 500-700⁰С, а также была выбрана форма оснастки, необходимая для получения оптимального теплоотода, обеспечивающего прогрев образца до заданной температуры по всей его толщине. Температурное распределение, формирующееся в результате лазерного воздействия на образец, измерялось тепловизором Flir 650SC. Существенное различие величин спонтанной намагниченности и микротвердости мартенситных и аустенитных областей позволило использовать эти характеристики для контроля результатов термической обработки. Практически идентичный вид зависимости микротвердости, измеренной с двух сторон образцов, а также визуальная оценка свидетельствуют о равномерном прогреве по всему облученному объему. При этом микротвердость аустенита составляет ~ 2.5 ГПа.

На рисунке 1 показаны образцы сплава с различной формой областей аустенита, полученного в результате лазерного нагрева до ~600⁰С. Кривые $\sigma(\epsilon)$ для образцов, содержащих исключительно мартенсит, а также мартенсит и аустенит в различных сочетаниях приведены на рисунке 2. На рисунке 3 представлена микроструктура аустенита после лазерного нагрева до ~600⁰С. Видно, что структура достаточно однородна и полностью реализовался процесс рекристаллизации. Исследования ПЭМ показали, что зерна аустенита характеризуются высокой плотностью дислокаций, наличием дефектов упаковки и микродвойников термической природы. Средний размер зерна при этом составляет ~ 3-5 мкм. Такой тип микроструктуры характерен, в частности, для быстрозакаленных сплавов.



Рисунок 1 - Образцы с композитной структурой, подготовленные для механических испытаний

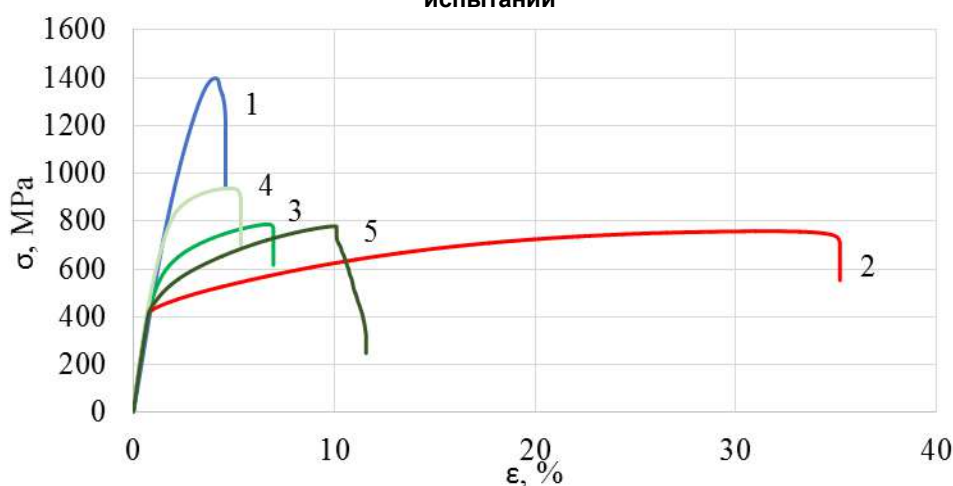


Рисунок 2 - Диаграммы “напряжение-деформация” испытываемых образцов (1 – необработанный, 2 – полностью обработанный, 3 – в форме круга, 4 – квадрата, 5 – параллелограмма)



Рисунок 3 – Микроструктура аустенита, полученного лазерным нагревом до $\sim 600^{\circ}\text{C}$

Наибольший интерес представляет сравнение кривых “напряжение-деформация” для композитных образцов, содержащих аустенитные области различной формы. Образец с аустенитной областью квадратной формы обладает большей прочностью, но меньшей пластичностью, по сравнению с образцом аустенитные области которого имеют форму параллелограмма. Образец с круглыми областями аустенита обладает механическими свойствами, имеющими промежуточные значения между свойствами, характерными для композитов, содержащих аустенитные области в виде квадрата и параллелограмма. Распределение внутренних напряжений, возникающих вследствие взаимной деформации аустенитных и мартенситных областей, существенно зависит от формы областей аустенита. Переход областей мартенсита, имеющих в проекции на плоскость образца круг или квадрат в области аустенита аналогичной формы, но с существенно большим удельным объемом может быть описан тензором деформации, содержащим только нормальные компоненты, а в случае перехода областей мартенсита, имеющих в проекции на плоскость образца параллелограмм, в аналогичный по форме аустенит, тензор деформации наряду с нормальными имеет также тангенциальные составляющие. Вследствие расхождения структур деформаций, описывающих переходы мартенситных областей в аустенитные возникают различия эпюр внутренних напряжений. По-видимому, это и является причиной особенности деформации и разрушения композитных материалов, в частности, более высокой прочности композитов, содержащих области аустенита в форме круга или квадрата и более высокой пластичности в случае формирования областей в форме параллелограмма (рисунок 2).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Е.Н. Блинова, В.Д. Воронов, А.М. Глезер, Э.Д. Ишкиняев, М.А. Либман и др // МиТОМ. – 2023. – № 5. – С. 18 – 23. – DOI:10.30906 / mitom.2023.5.18-23.
2. Э.Д. Ишкиняев, А.В. Осинцев, В.Н. Петровский и др // ЖТФ. – 2023. – Т. 93. – Вып. 8. – С. 1152–1157. – DOI: 10.21883/JTF.2023.08.55977.84-23.
3. Е.Н. Блинова, В.Д. Воронов, Э.Д. Ишкиняев, М.А. Либман и др // Изв.вузов.Физика. – 2026. - Т.69. - №1 - С. 53-63. - DOI: 10.17223/00213411/69/1/7

ВЛИЯНИЕ ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОГО СТАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

**Карелин Р.Д.^{1,2}, Комаров В.С.^{1,2}, Черкасов В.В.², Хмелевская И.Ю.²,
Осокин А.А.², Юсупов В.С.¹, Андреев В.А.¹, Прокошкин С.Д.²**

¹*Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва, Россия*

²*Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия*

rdkarelin@gmail.com

Сплавы с памятью формы (СПФ) относятся к группе функциональных материалов, используемых для изготовления различных устройств общетехнического и медицинского назначения. Одним из наиболее широко востребованных СПФ является никелид титана. С целью улучшения свойств СПФ Ti-Ni традиционно применяют различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Для обработки объемных заготовок среди методов ИПД выделяется равноканальное угловое прессование (РКУП) и его модификации, в частности РКУП в оболочке. Данный метод позволяет обеспечить проведения РКУП при более низких температурах деформации с целью увеличения деформационного наклепа, дополнительного измельчения структуры и улучшения функциональных характеристик. В ранее проведенных исследованиях была показана перспективность данного метода для улучшения свойств заэквиатманных по никелю СПФ Ti-Ni медицинского назначения. В данной работе представлены результаты исследования влияния последеформационного статического старения (ПДСС) на структуру и свойства никелида титана медицинского назначения, подвергнутого РКУП в оболочке. В качестве объекта исследования в данной работе использовали сплав Ti-50,8 ат.% Ni, подвергнутый квазинепрерывному РКУП в оболочке из технически чистого железа (КН РКУП-О) при температурах 300, 350 и 450 °С в различных исходных состояниях. В результате анализа полученных результатов установлено, что ПДСС после КН РКУП-О определяет эволюцию структурно-фазового состояния за счёт выделения частиц фазы Ti_3Ni_4 и протекания процессов статической полигонизации. При увеличении длительности ПДСС до 10 ч усиливается вклад процессов старения и возрастает выраженность структурных изменений: увеличение длительности ПДСС с 1 до 10 ч приводит к росту доли R-фазы при комнатной температуре и увеличению количества частиц фазы Ti_3Ni_4 . ПДСС является эффективным инструментом управления температурами мартенситных превращений (МП). В общем случае ПДСС приводит к повышению характеристических температур МП и уменьшению области образования R-фазы. Комбинированная термомеханическая обработка СПФ Ti-Ni, включающая предварительное статическое старение (ПСС), ИПД КН РКУП-О и ПДСС при 430 °С (1–10 ч), является эффективным инструментом повышения механических характеристик наряду с максимальной обратимой деформацией. ПДСС наиболее эффективно в случаях, когда температура ИПД ниже температуры старения. Максимальные механические и функциональные характеристики были получены после сочетания ПСС при 430 °С в течение 1 ч, КН РКУП-О при 450 °С и ПДСС при 430 °С в течение 1 ч – предел прочности 1310 МПа, предел текучести 1114 МПа, максимальная полностью обратимая деформация 12,0 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках проекта № 24-79-10332, <https://rscf.ru/project/24-79-10332/>.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ПЛАСТИН КРЕМНИЯ ДЛЯ ПОЛУПРОВОДНИКОВОЙ ФОТОВОЛЬТАИКИ

Алиев Р.У.^{1*}, Царенко Ю.В.², Мирзаалимов Н.А.¹, Рубаник В.В.²

¹Андижанский государственный университет, Андижан, Узбекистан

²Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

* alievuz@yahoo.com

Среди различных устройств на основе возобновляемых источников энергии солнечные фотоэлектрические энергетические станции (СФЭС) являются наиболее перспективными для наземной энергетики. Практически все существующие СФЭС базируются на кремниевых ФЭП [1] и их оптическая эффективность является одним из наиболее важных параметров. Приведен обзор состояния исследований по использованию методов ультразвуковой обработки (УЗО) для улучшения поверхностных свойств полупроводниковых материалов, в частности, пластин кремния, предназначенных для создания фотоэлектрических преобразователей (ФЭП) энергии солнечного излучения. В настоящее время более 85 % используемых в различных отраслях экономики ФЭП изготавливаются на основе кристаллического кремния и оптические свойства поверхности таких материалов определяют общую эффективность ФЭП [2].

Для улучшения оптических свойств поверхности кремния применяются различные технические методы. Одним из простых рассматривается метод нанесения на поверхность антиотражающего покрытия (АОП) из различных диэлектрических оксидных материалов. Формирование текстуры на поверхности с последующим нанесением АОП позволяет достичь лучших результатов по повышению их эффективности [3].

В связи с этим исследования по усовершенствованию оптических свойств кремниевых пластин являются актуальными. Данная работа посвящена новому методу текстурирования поверхности кремния. Использован метод УЗО для обработки поверхности кремния, предназначенного для изготовления ФЭП. В экспериментах использованы монокристаллические кремниевые пластины р-типа проводимости. Произведена УЗО поверхности пластин кремния при помощи специального устройства, включающего в себя: блок механического воздействия; систему регулировки давления воздуха; вибратор; рабочие цилиндры передачи механического колебания; шарообразный микрозонд; канал передачи давления; компрессор; генератор ультразвуковой частоты. В ходе исследования измерены шероховатость поверхности и коэффициент отражения в зависимости от длины волны падающего света до и после УЗО. Также измерено время жизни носителей заряда до и после УЗО. Часть результатов приведена на рис. 1 и рис. 2.

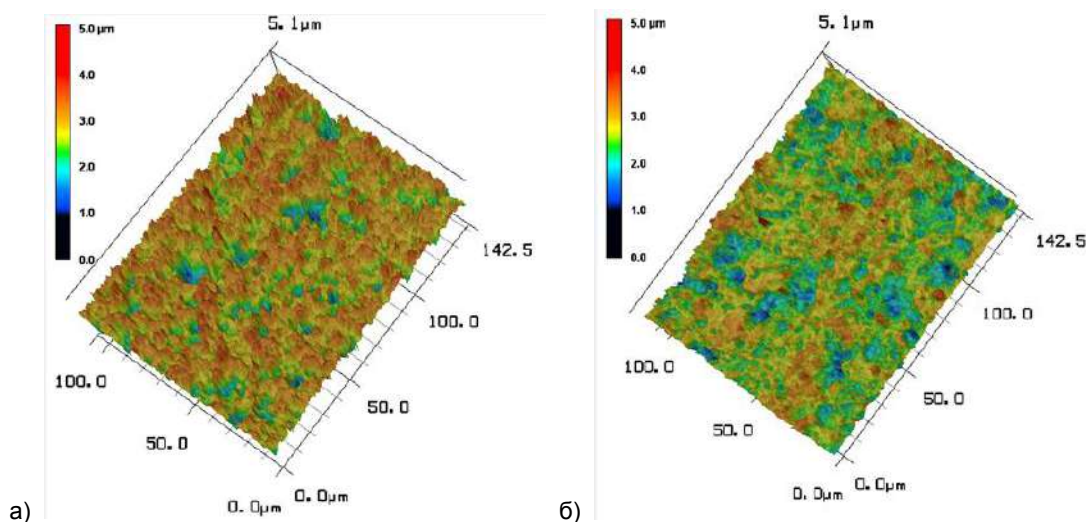


Рисунок 1 – Трехмерное LSM-изображение поверхности кремния до (а) и после (б) УЗО

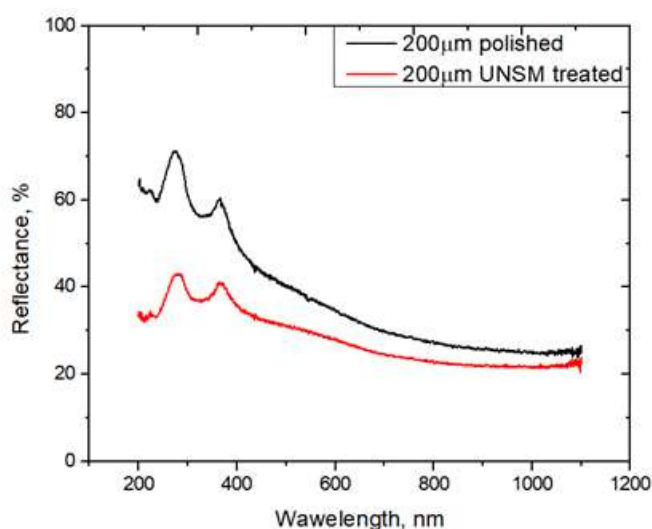


Рисунок 2 – Спектральная зависимость коэффициента отражения от поверхности кремния до и после УЗО

Обычно эффективность ФЭПа определяется диффузионной длиной L или время жизни НЗ τ , которые взаимосвязаны известным выражением $L = (D \tau)^{1/2}$, где D – коэффициент диффузии НЗ. Поэтому исследовано влияние УЗО поверхности пластин кремния на время жизни неравновесных носителей заряда до и после обработки. Для этого использован метод измерений квазистационарной фотопроводимости, который основан на бесконтактном измерении проводимости пластины при воздействии импульсного излучения, позволяющий проводить оценку эффективного времени жизни неосновных НЗ.

Таблица 1 – Результаты измерения времени жизни неравновесных носителей заряда в кремнии до и после УЗО

Толщина пластинок кремния, μm	Время жизни неравновесных носителей заряда, μs		
	Исходный образец	После УЗО	Тыльная поверхность после УЗО
200	0.88	0.96	0.94
203	0.7	0.68	0.71
270	1.79	1.25	1.92
275	5.7	8.76	6.55
280	x	x	x
340	3.8	x	0.96
380	2.14	3.81	2.19
460	4.82	2.28	6.05

Отметим новые тенденции развития полупроводниковой фотовольтаики, например, материаловеды Австралийского национального университета предложили новые свойства кремния для создания недорогой технологии ФЭП [4]. Анизотропическая деформация кристаллической решетки может придавать полупроводнику новые свойства, позволяющие расширить его спектральную фоточувствительность. Поэтому авторы считают целесообразным разработать новую технологию получения деформированного кремния для создания дешевых и высокоэффективных ФЭП.

В работе [5] предложен способ повышения эффективности ФЭП за счет локального давления полупроводниковых кристаллов при их освещении оптическим светом определенной длины волны. Локальное давление на поверхность кристалла приводит к возникновению в нем градиента механического напряжения, и, следовательно, наблюдается новый флексофотовольтаический эффект. По кристаллографическим представлениям полупроводниковых материалов можно

предположить, что такой эффект может наблюдаться и в кремнии. Если формировать *p-n*-переход, то чувствительность такой структуры намного превышает чувствительность резисторной структуры. Представляется важным целенаправленное исследование влияния локального механического напряжения на процесс фотоэлектрического преобразования в кремниевых структурах с *p-n*-переходом. С физической точки зрения в материалах, имеющих кристаллическую структуру без центральной симметрии, фотогенерированные электроны могут иметь разную подвижность для различных кристаллографических ориентаций [5]. При этом наблюдается аномальный фотовольтаический эффект, с помощью которого можно преобразовать энергию света в электрический ток. При правильной ориентации фронта *p-n*-перехода относительно направления локального напряжения кристалла можно повысить эффективность ФЭП за счет аномального фотовольтаического эффекта.

При локальном деформировании освещенной поверхности полупроводникового кристалла наблюдается поляризация кристалла, которая вызывает флексоэлектрический эффект за счет генерации градиента механического напряжения. При деформировании поверхности кристалла с помощью иголки для микровдавливания с силой до 15 микроньютонов и облучении лазерными импульсами с длиной волны 405 нм наблюдалось повышение фототока почти на два порядка. Для достижения максимального значения объемного времени жизни H_3 , выбирается оптимальный уровень концентрации легирующей примеси в базе, при этом сводится к минимуму плотность дефектов различного происхождения [6]. Экспериментальная УЗО кремниевых пластин приводила к повышению времени жизни H_3 в 1,54 раза. Полученные результаты, физическое обоснование процессов поглощения света в пластинах, подвергнутых поверхностной УЗО, и изменения времени жизни фотогенерированных H_3 позволяют рекомендовать новый способ повышения эффективности кремниевых ФЭП. Дальнейшее определение более точных режимов УЗО поверхности кремния будет способствовать практическому применению предложенного способа при промышленном производстве кремниевых ФЭП.

Исследование проведено в рамках совместного белорусско-узбекского научно-технического проекта T26УЗБГ-002.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. С.Зайнабидинов, Р. Алиев, М. Муйдинова Особенности поглощения излучения в кремнии с поверхностной текстурой и его влияние на свойства фотоэлектрических преобразователей. // Международный научный журнал «Альтернативная энергетика и экология» (ISJAE). – 2019. – № 28–33. – С. 312–317.
2. Б.А.Никитин, В.А.Гусаров Экспериментальная оценка коэффициента отражения кремниевых фотоэлектрических преобразователей. // Международный научный журнал «Альтернативная энергетика и экология» (ISJAE). –2016. – Т. 7–8. – С. 12–18; <https://doi.org/10.15518/isjaee.2016.07-08.012-018>.
3. Д.А.Лизункова Исследование электрических и оптических свойств фоточувствительных структур на наноструктурированном кремнии. Диссертация на соискание ученой степени канд. физ.-мат. наук по специальности 01.04.10 – Физика полупроводников. Самара, 2018. – 150 с.
4. Mark Garlick. Flexo-photovoltaic effect. Science. – 2018. – Vol. 360. – Iss. 6391. – P. 904–907 [Электронный ресурс]; DOI: 10.1126/Science. aar3256. – Режим доступа: <https://nplus1.ru/news/2018/04/20/flexo-photovoltaic-effect>. – (Дата обращения: 25.05.2018).
5. M.-M.Yang, D.J.Kim, M.Alexe New type of silicon promises cheaper solar technology. // Physical Review Letters, Apr., 24, 2019. <https://phys.org/news/2019-04-silicon-cheaper-solar-technology.html>.
6. Р.Алиев, Б.Урманов, М. Муйдинова, Ж. Каххаров Стимулирование времени жизни носителей заряда за счет флексоэлектрического эффекта на поверхности кремния. // Материалы IV Международной конференции по «Оптическим и фотоэлектрическим явлениям в полупроводниковых микро- и наноструктурах» ФерПИ, 26–27 май 2018, Фергана. – 2018. – С. 277–279.

СЛОИСТЫЕ ДВОЙНЫЕ ГИДРОКСИДЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ И ЖЕЛЕЗА, СИНТЕЗИРОВАННЫЕ ПРИ ПОМОЩИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ КАК ЭФФЕКТИВНЫЕ СОРБЕНТЫ ДЛЯ УДАЛЕНИЯ КОНГО КРАСНОГО ИЗ ВОДНЫХ СРЕД

Голубев Р.А.^{1,2*}, Нгуен Ван Линь¹, Семенкова Д.И.^{1,2}, Лобанов Н.Н.¹, Егоров А.Р.¹, Критченков А.С.^{1,2}

¹Российский университет дружбы народов им. Патриса-Лумумбы, Москва, Россия

²Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

*asdfdss.asdasf@yandex.ru

Загрязнение водных объектов синтетическими органическими красителями является одной из наиболее острых экологических проблем современности. Среди широкого спектра используемых красителей особое внимание привлекает Конго красный (КК). КК характеризуется высокой химической стабильностью, устойчивостью к биологическому разложению и фотоокислению, а также обладает выраженной токсичностью и канцерогенными свойствами [1]. В связи с этим разработка эффективных, экономически целесообразных и экологически безопасных методов удаления таких загрязнителей является актуальной задачей.

В последние десятилетия значительный интерес исследователей привлекают слоистые двойные гидроксиды (СДГ). Эти материалы представляют собой класс анионных глин с общей формулой $[M^{2+}_{1-x}M^{3+}_x(OH)_2]^{q+}(A^{n-})_{q/n}nH_2O$, где M^{2+} и M^{3+} - катионы двух- и трехвалентных металлов, A^{n-} - межслоевой анион. Уникальные свойства СДГ, такие как регулируемый химический состав, высокая площадь поверхности, хорошая термическая стабильность и ярко выраженная способность к анионному обмену [2], обуславливают их высокий потенциал в качестве сорбентов для удаления анионных загрязнителей, к числу которых относится КК.

Среди многообразия слоистых двойных гидроксидов особый интерес представляют системы на основе магния и железа (Mg/Fe-СДГ). Выбор магния в качестве двухвалентного металла обусловлен его доступностью, низкой токсичностью и способностью образовывать устойчивые слоистые структуры. Введение железа в состав слоев придает материалу дополнительные функциональные свойства, включая возможность участия в окислительно-восстановительных процессах и магнитную восприимчивость, что может упростить процедуру разделения сорбента из водной суспензии после завершения процесса очистки. Кроме того, высокая плотность положительного заряда на поверхности Mg/Fe-СДГ обеспечивает эффективное электростатическое взаимодействие с анионными сульфогруппами молекул КК, а развитая межслоевая структура позволяет иммобилизовать крупные органические молекулы красителя посредством механизмов анионного обмена и образования водородных связей.

Несмотря на имеющиеся в литературе сведения о применении различных типов СДГ для удаления ионных красителей [3, 4], систематические исследования сорбционных свойств именно Mg/Fe-СДГ, синтезированных при помощи ультразвука, по отношению к Конго красному как таковые отсутствуют.

В рамках данного исследования были проведены эксперименты по изучению сорбционных свойств Mg/Fe-СДГ, синтезированных при помощи ультразвука (Mg/Fe-УЗ), для удаления КК из водных сред.

В качестве исходного раствора КК использовали его водный раствор с концентрацией 0,700 г/л.

Mg/Fe-УЗ синтезировали следующим способом: к раствору солей Mg и Fe капельно добавляли раствор NaOH до достижения pH 9-11, после чего, полученную суспензию обрабатывали ультразвуком на частоте 40 кГц в течение 15 минут.

На данных рентгенографических исследований полученного Mg/Fe-УЗ присутствуют типичные отклики (Рисунок 1) указывающие, но то, что синтезированный образец является слоистым двойным гидроксидом.

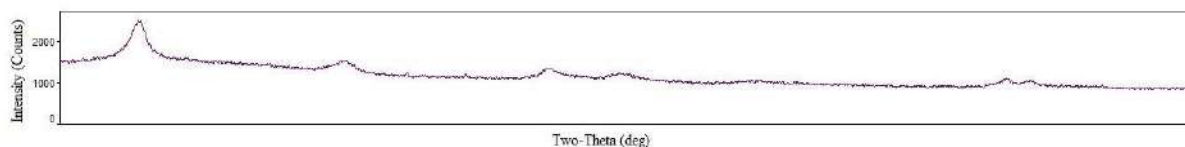


Рисунок 1 – РФА образца СДГ Mg/Fe-УЗ

Эксперимент по изучению сорбции КК проводили следующим образом: к 10,00 г раствора КК с различными концентрациями добавляли по 0,010 г Mg/Fe-УЗ СДГ, после чего растворы оставляли на 3 дня до достижения равновесия в системе и по истечению этого срока измеряли оптические плотности этих растворов на спектрофотометре ($\lambda=505$ нм; $L_{\text{кюветы}}=1$ см).

Полученный СДГ показал высокую эффективность удаления КК (таблица 1) и можно утверждать, что Mg/Fe-УЗ СДГ сорбирует КК, а максимальное значение массы КК, которое может адсорбировать 0,010 г СДГ, составляет около 2 мг.

Таблица 1 – Данные по сорбции КК Mg/Fe-УЗ СДГ

$A_{\text{контроль}}$	$C_{\text{контроль, мг/л}}$	$m_{\text{контроль, мг}}$	$A_{\text{опыт}}$	$C_{\text{опыт, мг/л}}$	$m_{\text{опыт, мг}}$	$m_{\text{сорб., мг}}$
0,097	71,82076	0,7182076	0,073	53,56924	0,535692	0,1825152
0,280	210,9886	2,109886	0,170	127,3358	1,273358	0,8365280
0,465	351,6774	3,516774	0,267	201,1023	2,011023	1,5057504
0,632	478,6775	4,7867756	0,353	266,5036	2,665036	2,1217392
0,837	634,5759	6,3457596	0,563	426,2044	4,262044	2,0837152

По полученным данным сорбции были построены графики адсорбции Фрейндлиха и Лэнгмюра (рисунок 2), а также были посчитаны соответствующие им показатели (таблица 2).

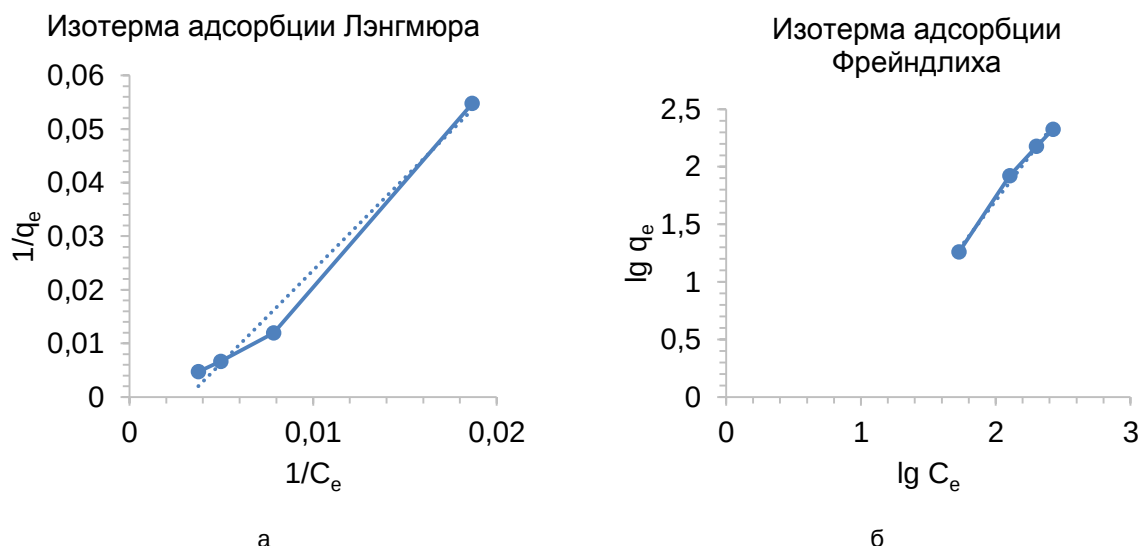


Рисунок 2 – Изотермы адсорбции Лэнгмюра (а) и Фрейндлиха (б)

Таблица 2 – Показатели адсорбции Фрейндлиха и Лэнгмюра

Показатели Ленгмюра			Показатели Фрейндлиха		
K_L	Q_{max}	R^2	K_F	$1/n$	R^2
-0,009529	-90,90	0,9841	0,04216	1,5401	0,9925

Согласно полученным данным сорбция КК соответствует модели Фрейндлиха, что говорит о полимолекулярном механизме адсорбции КК.

В следующих исследованиях планируется изучить кинетические показатели адсорбции, а также влияние частоты ультразвука при синтезе Mg/Fe СДГ на сорбцию красителя КК.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-73-00229, <https://rscf.ru/project/25-73-00229/>.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Siddiqui, S.I.; Allehyani, E.S.; Al-Harbi, S.A.; Hasan, Z.; Abomuti, M.A.; Rajor, H.K.; Oh, S. Investigation of Congo Red Toxicity towards Different Living Organisms: A Review. *Processes* 2023, 11, 807. <https://doi.org/10.3390/pr11030807>
2. Duan X., Evans D. G. (ed.). *Layered double hydroxides*. – Springer Science & Business Media, 2006. – Т. 119.
3. Morimoto K. et al. Adsorption and photodegradation properties of anionic dyes by layered double hydroxides // *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. – 2011. – Т. 72. – №. 9. – С. 1037-1045.
4. Bharali D., Deka R. C. Preferential adsorption of various anionic and cationic dyes from aqueous solution over ternary CuMgAl layered double hydroxide // *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*. – 2017. – Т. 525. – С. 64-76.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ

Лалетин В.М., Поддубная Н.Н.*, Рубаник В.В.,
Разбаев П.А., Кудыбин М.В., Фролов В.К., Шилин А.Д.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

*poddubnaya.n@rambler.ru

Материалы на основе цирконат–титанат–свинца обладают хорошими пьезоэлектрическими свойствами и до сих пор востребованы в производстве. Однако влияние свинца на экологию и здоровье приводит к необходимости поиска более безопасных материалов, в том числе на основе керамики титаната бария. Так, в работе [1] показано, что легирование кобальтом до 0.25 мол.% улучшает пьезоэлектрические свойства титаната бария. В работе [2] говорится об улучшении пьезомодуля керамики 85 мол.% BaTiO₃ + 15 мол.% CaTiO₃. В объемных композитах механический контакт между фазами возникает в процессе спекания. Одним из способов интенсификации процесса спекания в настоящее время является ультразвуковая обработка (УЗО) шихты перед прессованием и синтезом. В результате многократного воздействия на поверхность частиц порошка импульсных механических нагрузок, сопровождающих замыкание кавитационных пузырьков и соударения частиц порошка, возникающего при их беспорядочном движении под действием ультразвука, происходит диспергирование порошка. За счет возникновения в частицах дефектной структуры достигается активация порошков, что позволяет говорить об ультразвуковой механоактивации [3]. В данной работе рассматривается влияния УЗО на диэлектрические свойства керамики состава 99.8 мол.% (90 мол.% BaTiO₃ + 10 мол.% CaTiO₃) и 0.2 мол.% NiFe₂O₄.

Для его приготовления использовали смесь порошков феррита никеля, титаната бария и титаната кальция, полученную путем смешивания в среде этилового спирта в течение часа и высушенную на воздухе при комнатной температуре. Подготовленная смесь подвергалась УЗО с частотой колебаний 22 кГц и амплитуде 20 мкм в среде этилового спирта из расчета 10 г порошка на 100 г спирта (таблица 1).

Таблица 1 – Режимы ультразвуковой обработки смесей 99.8 мол.% Ba_{0.9}Ca_{0.1}TiO₃ и 0.2 мол.% FeNi₂O₄

Режим УЗО	1	2	3	4	5
Время ультразвуковой активации t, мин.	0	30	60	90	30
Избыточное гидростатическое давление P, атм.	0	0	0	0	2

Смеси высушивали при 30°C в сушильном шкафу и прессовали под давлением 2·10⁸ Па в брикеты, используя в качестве пластификатора водный раствор поливинилового спирта. Заготовки спекали на воздухе при температурах 1260, 1280 и 1300°C в течение двух часов. Скорость охлаждения керамики в печи не превышала 50°/час. Полученные керамические заготовки подвергались плоскопараллельному шлифованию.

Анализ экспериментальных данных температурной зависимости диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь керамики, полученной при различных температурах спекания, показал смещение фазового перехода от ~90°C до ~100°C с ростом температуры спекания (рисунок 1). С увеличением длительности УЗО наблюдается небольшое снижение температуры фазового перехода (до 20°C) для каждой из температур спекания.

Из совокупности данных (рисунок 1) и результатов исследования плотности керамики в зависимости от температуры спекания и режимов УЗО (рисунок 2,а) следует, что лучшими диэлектрическими свойствами обладает керамика, спеченная при 1300°C. Для этих образцов проведено исследование изменения относительной диэлектрической проницаемости, тангенса угла диэлектрических потерь, Модуля Юнга, пьезоэлектрического коэффициента d_{31} и коэффициента электромеханической связи (рисунок 2, b-f).

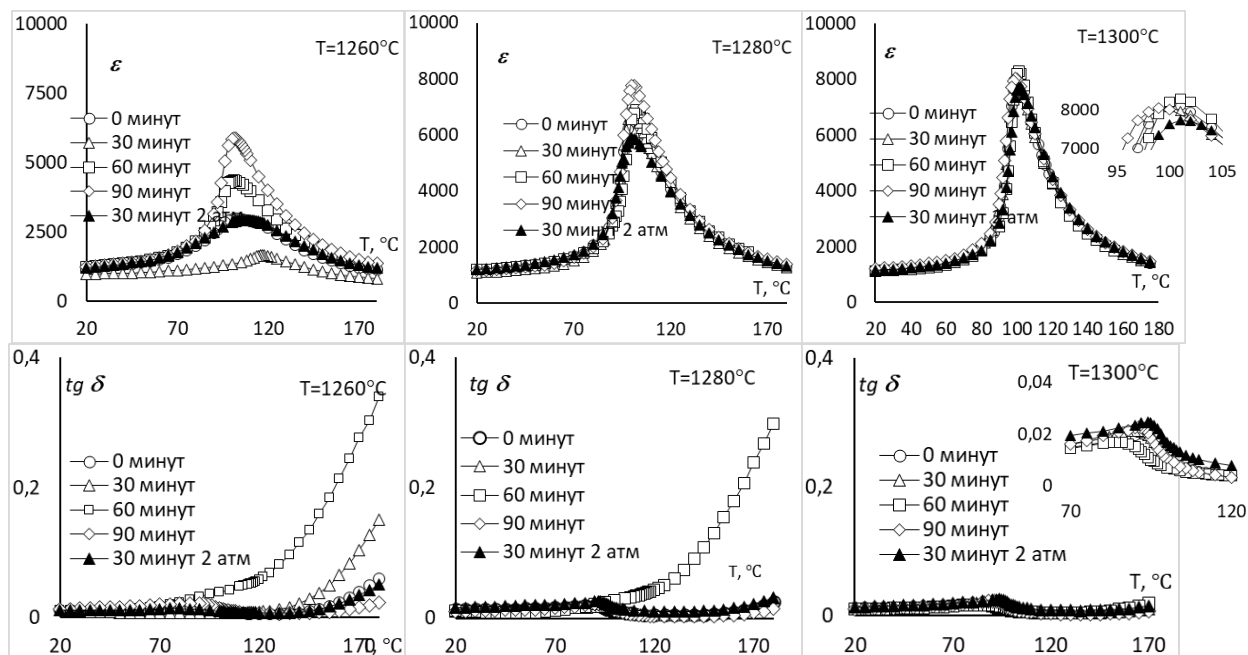
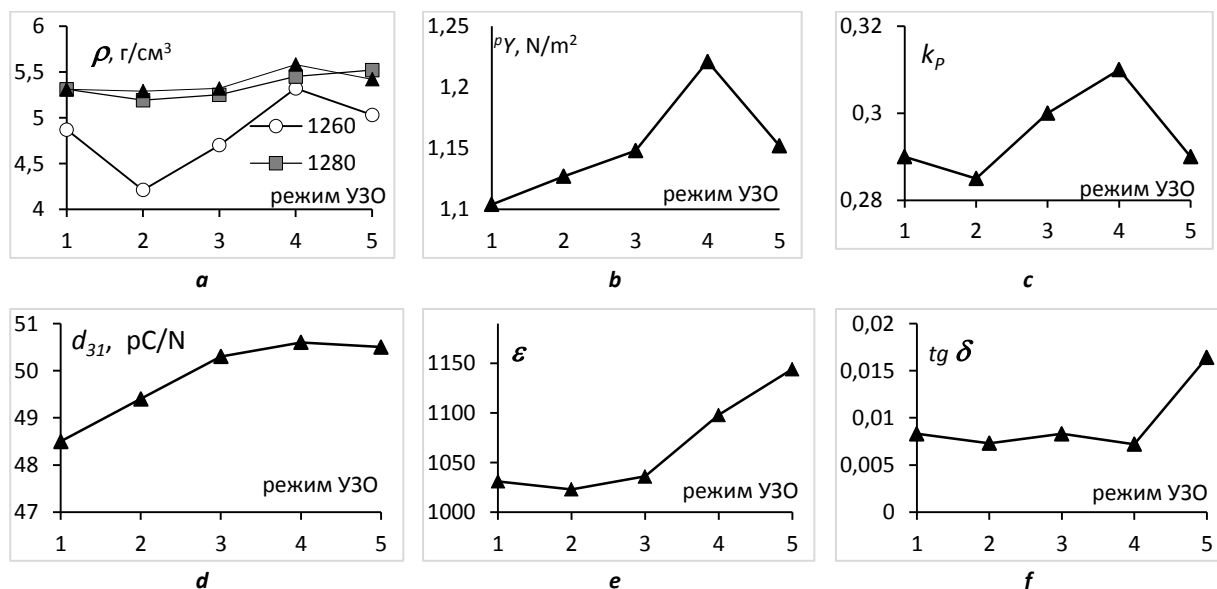


Рисунок 1 – Температурные зависимости диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь керамики, полученной при различной температуре спекания

Увеличение длительности ультразвукового воздействия с 30 до 90 минут приводит к росту плотности и снижению температуры спекания керамики, что обуславливает рост относительной диэлектрической проницаемости ϵ , пьезомодуля d_{31} , модуля Юнга E и коэффициента электромеханической связи образцов k_p .



а – плотность керамики; б – Модуль Юнга образца;
с – коэффициент электромеханической связи; д пьезоэлектрический коэффициент d_{31} ;
е – относительная диэлектрическая проницаемость; ф – тангенс угла диэлектрических потерь.

Рисунок 2 – Свойства керамики от режима УЗО (см. таблицу 1)

Химический элементный анализ подтверждает однородность образцов и постоянство состава композитов, показывая слабые отклонения в химическом составе керамики для спектров образцов 1-5, взятых из различных участков (не приведены здесь). В таблице 2 приведены усредненные данные по образцам.

Таблица 2 – Элементный анализ химического состава образцов, полученных при различных режимах ультразвуковой обработки

Режим механоактивации	Среднее содержание элементов, %					
	Fe	Ni	Ca	Ba	Ti	O
1	0.28	0.03	1.79	48.79	22.08	27,64
2	0.17	0.00	1.86	48.87	21.88	27,67
3	0.19	0.06	1.78	48.60	22.11	26,42
4	0.35	0.09	1.86	48.56	22.23	26,76
5	0.42	0.06	1.83	48.75	22.24	26,27

Морфология поверхности керамики, полученной при различных режимах ультразвуковой активации представлена на рисунке 3.

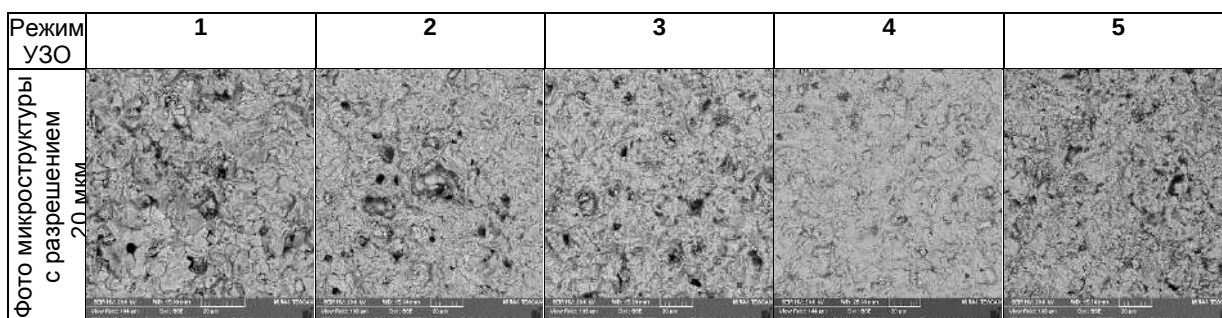


Рисунок 3 – Морфология поверхности керамики, полученной при различных режимах ультразвуковой активации с разрешением 20 мкм

Из рисунков видно, что с увеличением длительности УЗО размер пор и количество крупных зерен керамики снижается, а распределение пор в объеме композита и его состав становится более однородными. Увеличение количества зерен меньших размеров позволяет существенно уменьшить дефектность микроструктуры керамики за счет лучшей текучести порошка и, как следствие, качества упаковки частиц в процессе прессования, что приводит к росту плотности керамики и снижению температуры спекания образцов. Керамика, полученная после 90 мин механоактивации обладает наиболее однородной структурой и лучшими диэлектрическими характеристиками. Использование 30 минутного воздействия ультразвука при избыточном гидростатическом давлении недостаточно для улучшения микроструктуры образцов. Плотность керамики возрастает, но поры остаются внутри образцов. Это приводит к максимальному росту относительной диэлектрической проницаемости и пропорциональному увеличению тангенса угла диэлектрической потерь, что не позволяет повысить коэффициент электромеханической связи и модуль Юнга. Полученный результат коррелирует с данными работ [1, 4].

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Gustavo Mata Osoro, Damien Bregiroux, Mai Pham Thi, Franck Levassort Structural and piezoelectric properties evolution induced by cobalt doping and cobalt/niobium co-doping in BaTiO₃ / Materials Letters. – 2016. – V. 166. – P.259-262
2. W. Liu, X. Ren Large Piezoelectric Effect in Pb-Free Ceramics. / Phys. Rev. Lett. – 2009. – 103. – 257602. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.103.257602>
3. Хасанов О.Л. Эффекты мощного ультразвукового воздействия на структуру и свойства наноматериалов: учебное пособие / Хасанов О.Л., Двилис Э.С., Полисадова В.В., Зыкова А.П. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2008. – С.28.
4. Pavel E. Meskin, Vladimir K. Ivanov, Alexander E. Baranchikov, Bulat R. Churagulov, Yury D. Tretyakov. Ultrasonically-assisted hydrothermal synthesis of nanocrystalline ZrO₂, TiO₂, NiFe₂O₄ and Ni_{0.5}Zn_{0.5}Fe₂O₄ powders. // Ultrasonics Sonochemistry, 2006, V. 13, P. 47-53.

ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ ТИТАНАТА БАРИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ АТМОСФЕРЫ ВОДОРОДА

Лалетин В.М.¹, Смирнов Д.В.¹, Разбаев П.А.¹, Кудыбин М.В.¹, Дубняк С.О.²,
Поддубная Н.Н.^{1*}

¹Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

²УО «Полоцкий государственный университет имени Евфросинии Полоцкой»,
Новополоцк, Беларусь

*poddubnaya.n@rambler.ru

Титанат бария используется в радиотехнической промышленности в качестве материала для изготовления керамических многослойных конденсаторов, позисторов, сонаров и микрофонов, в качестве подложки для СВЧ-интегральных схем, материала для изготовления резистивных нагревательных элементов и д.р. Такая распространённость обусловлена большим количеством систем и твердых растворов на основе титаната бария. Его структура обладает способностью к замещению ионов Ba и Ti близкими по размеру ионного радиуса элементами. Легирование керамики BaTiO₃ позволяет получать необходимые электрические характеристики для различных применений. Хорошо известно, что полупроводниковый титанат бария может быть получен путем легирования донорами трехвалентных ионов (лантана, иттрия, сурьмы) на позициях ионов бария или семивалентных ионов (ниобия, сурьмы, тантала) на позициях ионов титана [1]. Как правило количество вводимых добавок для полупроводниковых свойств не превышает 0.5%, тогда как более высокая концентрация легирующей примеси приводит к получению изоляционных материалов [2, 3]. Наиболее значительные практические результаты ($\varepsilon = 25 \cdot 10^3$ при удовлетворительном уровне диэлектрических потерь) были достигнуты при легировании BaTiO₃ трехвалентными ионами лантана [2]. Такой же результат достигается образованием кислородных вакансий при восстановлении титаната бария в атмосфере водорода, гелия либо азота [1]. В данной работе было изучено влияние легирования титаната бария лантаном от 1 до 5% и отжига в среде водорода на электрические свойства керамики.

Для получения пьезокерамики использовался состав на основе метатитаната бария с примесью лантана. Составы Ba_{0.99}La_{0.01}TiO₃, Ba_{0.97}La_{0.03}TiO₃ и Ba_{0.95}La_{0.05}TiO₃ получены из оксалатного титаната бария путем введения порошков окиси титана TiO₂ марки ОСЧ «Bauer» и окиси лантана La₂O₃ марки о.с.ч. в стехиометрической пропорции. Для сравнения по такой же технологии получена чистая керамика состава BaTiO₃. Смешивание компонент проводили в течение часа в спиртовом растворе. Смесь высушивали на воздухе, брикетировали под давлением $2 \cdot 10^8$ Па и спекали при температуре 1200°C по традиционной керамической технологии. После шлифовки нанесены контактные электроды вжиганием серебряной пасты и проведен отжиг композитов в атмосфере водорода при 200, 300 и 400°C в течении часа. Результаты исследования относительной диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь представлены на рисунке 1.

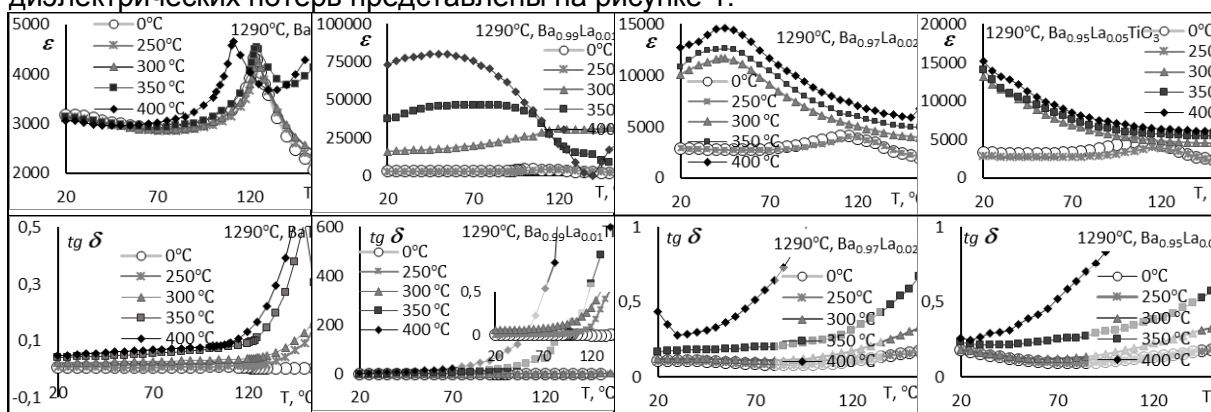


Рисунок 1 – Температурные зависимости диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь керамики с различной концентрацией лантана, полученной по традиционной технологии спекания при температуре 1200°C. На вставках приведены те же величины в меньшем масштабе

Те же составы керамики на основе метатитаната бария с примесью лантана 0; 1; 3 и 5% получены методом ступенчатого спекания. В этом случае печь нагревалась до 1290°C в течении часа, после чего температура резко снижалась до 1150°C, при которой керамика выдерживали в течении двух часов и охлаждали со скоростью 50°C/ч. После шлифовки нанесены контактные электроды вжиганием серебряной пасты и проведен отжиг композитов при 250, 300, 350 и 400°C в течении часа. Результаты исследования относительной диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь представлены на рисунке 2.

Во всех случаях отжиг в среде водорода при температуре выше 300°C приводит к максимальным значениям диэлектрической проницаемости и тангенса диэлектрических потерь. Отжиг при 300°C при традиционном методе спекания керамики позволяет увеличить максимальные значения диэлектрической проницаемости от 2000 в отсутствие добавки лантана до 20000 при добавке 3% лантана и снижаются до 12000 при добавке лантана в 5%.

При этом в керамике с 1% лантана, отожженной при 300°C потери резко возрастают при температуре выше 110°C. Керамика, полученная по технологии ступенчатого спекания, обладает более стабильными диэлектрическими свойствами. С увеличением концентрации лантана удельная диэлектрическая проницаемость не отожженной керамики возрастает от $\Sigma 3000$ до $\Sigma 12000$ (рисунок 2), что согласуются с данными работы [4].

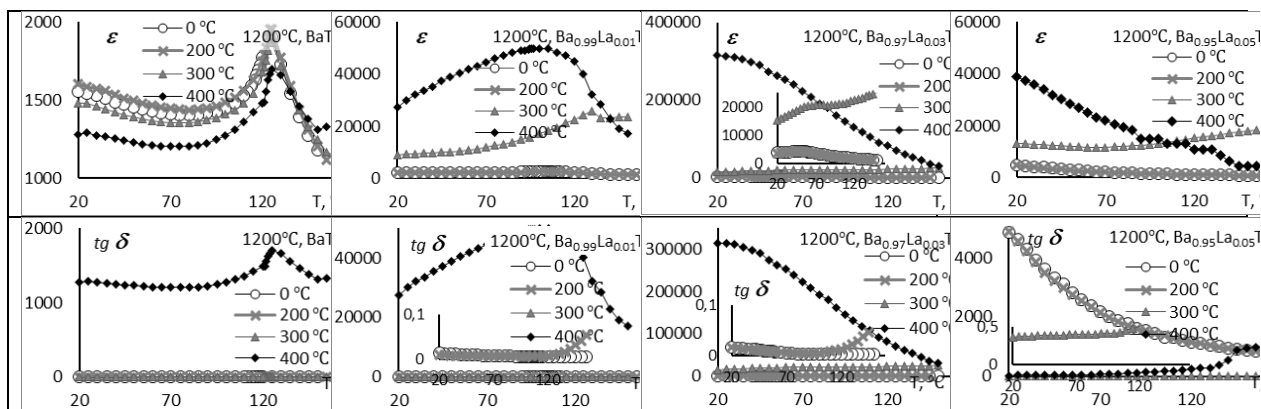


Рисунок 2 – Температурные зависимости диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь керамики с различной концентрацией лантана, полученной по ступенчатой технологии спекания при начальной температуре 1290°C. На вставках приведены те же величины в меньшем масштабе

В этом случае отжиг не так существенно влияет на рост тангенса диэлектрических потерь. Максимальное значение относительной диэлектрической проницаемости $\Sigma 80000$ наблюдается в составе с 1% примеси лантана. Во всех случаях рост диэлектрической проницаемости сопровождается ростом тангенса угла диэлектрических потерь. Оптимальными соотношениями их значений в диапазоне рабочих температур от 20 до 110°C обладает состав с 1% лантана после отжига в среде водорода при 300°C (рисунок 3).

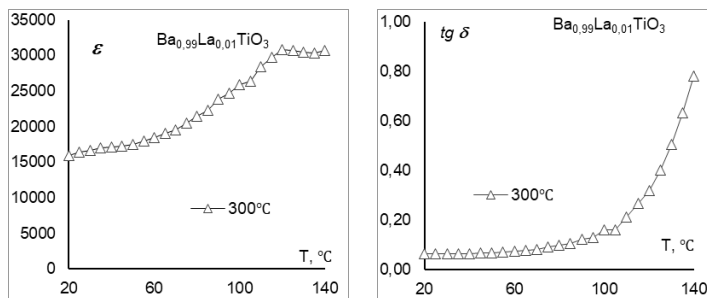


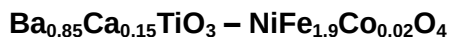
Рисунок 3 – Температурные зависимости относительной диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь для состава керамики $\text{Ba}_{0.99}\text{La}_{0.01}\text{TiO}_3$, отожженной в среде водорода при 300°C

В результате исследований методом ступенчатого спекания получена сегнетоэлектрическая керамика $\text{Ba}_{0.99}\text{La}_{0.01}\text{TiO}_3$ с гигантским значением диэлектрической проницаемости при удовлетворительных значениях тангенса угла диэлектрических потерь.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. B.D. Stojanović, V.V. Skorokhod, M.V. Nikolić Advances In Sintered Electronic Materials. / Advanced Science and Technology of Sintering. – 1999. – Springer, Boston, MA. – P. 367–376. https://doi.org/10.1007/978-1-4419-8666-5_52
2. F.D. Morrison, D.C. Sinclair, A.R. West, Doping mechanisms and electrical properties of La-doped BaTiO_3 ceramics / Int. J. Inorg. Mater. – 2001. – V.3, Is.8. – P.1205–1210. [https://doi.org/10.1016/S1466-6049\(01\)00128-3](https://doi.org/10.1016/S1466-6049(01)00128-3)
3. M.T. Biscaglia, V. Buscaglia, M. Viviani, P. Nanni, M. Hanuskova, Influence of foreign ions on the crystal structure of BaTiO_3 / J. Eur. Ceram. Soc. – 2000. – V.20, Is.12. – P.1997–2007. [https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(00\)00076-5](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(00)00076-5).
4. M.M. Vijatovic', B.D. Stojanović, J.D. Bobić, T. Ramoska, P. Bowen Properties of lanthanum doped BaTiO_3 produced from nanopowders / Ceramics International. – 2010. – V.36, Is.6. – P.1817–1824. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2010.03.010>.

МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ОБЪЕМНЫХ КОМПОЗИТАХ



Кудыбин М.В.*, Лалетин В.М., Разбаев П.А., Поддубная Н.Н., Дубняк С.О.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

**vader@inbox.ru*

Титанат бария — один из наиболее изученных перовскитных материалов структуры ABO_3 . Благодаря своей способности к замещению по элементам А и В структуры он характеризуется разнообразием ферроэлектрических и диэлектрических свойств, что обеспечивает материалу еще более широкое применение [1, 2]. В 2009 г. Луи и Рен [3] сообщили о новой безсвинцовой керамической системе $(\text{Ba}_{0.2}\text{Zr}_{0.8})\text{TiO}_3 - x(\text{Ba}_{0.7}\text{Ca}_{0.3})\text{TiO}_3$. При $x = 0.5$ твердый раствор обладает исключительными ферроэлектрическими и пьезоэлектрическими свойствами, обусловленными наличием морфотропных фазовых границ. При оптимальном составе пьезоэлектрический коэффициент d_{33} достигает значения 620 пКл/Н. Это побудило к активному исследованию системы ВТО, и композиционных материалов на ее основе. В работе [4] показано, что температурная зависимость диэлектрической проницаемости возрастает при x до 0.02, и снижается при больших концентрациях. Аналогично диэлектрические потери уменьшаются при x до 0.02 и увеличиваются при более высоких концентрациях.

В представленной работе мы решили исследовать МЭ свойства композиционного материала $\text{Ba}_{0.85}\text{Ca}_{0.15}\text{TiO}_3 - \text{NiFe}_{1.9}\text{Co}_{0.02}\text{O}_4$ от концентрации компонент. Титанат бария – кальция $\text{Ba}_{0.85}\text{Ca}_{0.15}\text{TiO}_3$ получали по керамической технологии с использованием карбонатов бария BaCO_3 , кальция CaCO_3 и оксида титана TiO_2 марки чда. Состав смеси рассчитывали с учетом содержания основного вещества. Исходные компоненты взвешивали на весах МВЗ МИДЛ. Их смешивание и измельчение осуществляли в яшмовой ступке в присутствии этилового спирта в течение 30 минут. Полученную массу прессовали в брикеты под давлением $5 \cdot 10^7$ Па. Синтез проводили на воздухе при температуре 1250°C в течение двух часов. Дробление и измельчение полученного материала осуществляли в яшмовой ступке с последующим просеиванием через сито № 007. Феррит никеля, модифицированный кобальтом $\text{NiFe}_{1.9}\text{Co}_{0.02}\text{O}_4$, получали по аналогичной технологии из оксидов железа Fe_2O_3 , кобальта Co_2O_3 и никеля NiO марки хч. Синтез проводили на воздухе в течение двух часов при температуре 1100°C . Синтезированный и смолотый порошок феррита просеивали через сито № 007.

Композиционный материал получали методом спекания смесей исходных компонентов. С этой целью были приготовлены порошковые смеси 7 составов с массовым содержанием феррита 10, 20, 30, 40, 50, 60 и 70 масс.%. Их смешивание осуществляли в яшмовой ступке в среде этилового спирта в течение часа. Полученную смесь прессовали в брикеты под давлением $2 \cdot 10^8$ Па используя в качестве пластификатора водный раствор поливинилового спирта. Заготовки спекали при температуре 1240°C в течение двух часов. Скорость охлаждения печи не превышала 50 градусов в час. Полученные заготовки подвергались плоскопараллельной шлифовке. Electroды наносили путем вжигания серебряной пасты при температуре 750°C в течение 30 минут. Образцы поляризовали при температуре $80-100^\circ\text{C}$ в течение часа в поле напряженностью 1500 В/мм с последующим охлаждением в этом поле до комнатной температуры в течение получаса.

Для исследования МЭ эффекта измеряли напряжение, возникающее на образце под действием переменного и постоянного магнитных полей. Постоянное магнитное поле напряженностью до 2 кЭ генерировалось электромагнитом. Напряженность переменного магнитного поля, создаваемая катушками Гельмгольца, составляла 1 Э. Измерения проводились на частоте 1 кГц. МЭ сигнал, генерируемый образцом, подавался на предусилитель, который служил для согласования импеданса и усиления сигнала. Для его регистрации использовался осциллограф. Измерения проводили при сонаправленной ориентации внешних магнитных полей и поляризации (продольный эффект) и при их ортогональной ориентации (поперечный эффект).

Одним из необходимых условий существования МЭ эффекта в композиционных материалах является наличие электрической поляризации в образце. Присутствие магнитной фазы, обладающей более высокой проводимостью по сравнению с пьезоэлектрической, ухудшает условия поляризации. Это уменьшает величину МЭ эффекта. Поэтому удельное сопротивление является одной из важных характеристик объемного композиционного материала. Результаты исследований влияния состава керамики на удельное сопротивление представлены на рисунке 1. С увеличением содержания магнитной фазы удельное сопротивление уменьшается от $5 \cdot 10^{10}$ Ом·м для образца с содержанием феррита 10 масс.% до $2 \cdot 10^8$ Ом·м для образцов с содержанием феррита свыше 50 масс.%. Это вызвано замещением фазы с большим удельным сопротивлением фазой с меньшим удельным сопротивлением.

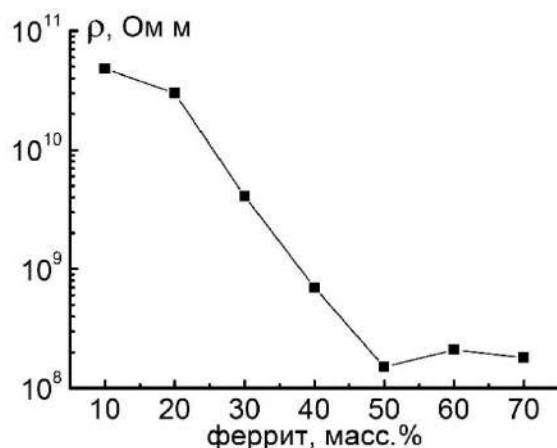


Рисунок 1 – Зависимость удельного сопротивления композита от содержания феррита

Зависимости диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь композиционной керамики от содержания феррита представлены на рисунке 2. Уменьшение диэлектрической проницаемости с увеличением содержания магнитной фазы объясняется замещением сегнетоэлектрической фазы магнитной фазой. Так как магнитная фаза имеет большую проводимость по сравнению с сегнетоэлектрической, то с увеличением содержания феррита наблюдается рост тангенса угла диэлектрических потерь. Такое поведение диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь является типичным для композиционной керамики.

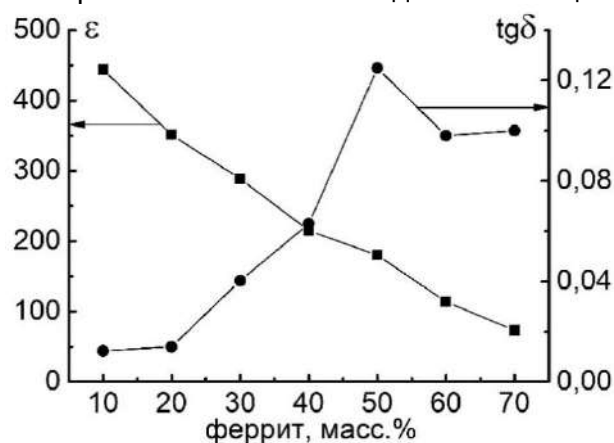
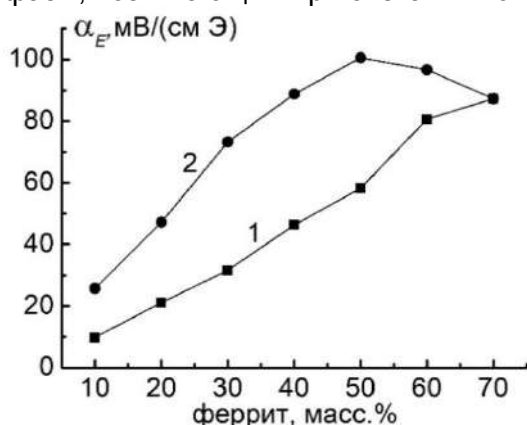


Рисунок 2 – Зависимость диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь композита от содержания феррита

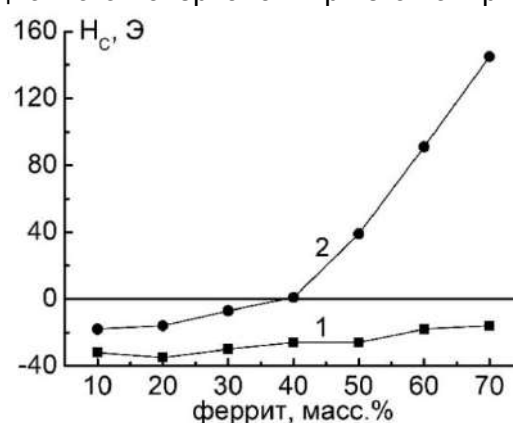
Результаты исследований влияния состава керамики на МЭ коэффициент по напряжению представлены на рисунке 3. Максимальная величина коэффициента при продольном эффекте ($101 \text{ мВ}/(\text{см} \cdot \text{Э})$) получена для состава, содержащего 50 масс.% феррита. При поперечном эффекте максимум ($87 \text{ мВ}/(\text{см} \cdot \text{Э})$) наблюдается в композите, содержащем 70 масс.% феррита. Полученные значения в ~ 3 раза больше

по сравнению с МЭ коэффициентом, полученным в материалах системы 70 масс.% порошка ЦТБС-3 и 30 масс.% модифицированного феррита никеля $\text{NiFe}_{1.9}\text{Co}_{0.02}\text{O}_4$ [5] и на три порядка выше значений эффекта в системе $\text{Fe}_x/(\text{BaTiO}_3)_{1-x}$, полученной более сложным образом [6]. Интересный результат был получен при исследовании влияния состава материала на коэрцитивную силу полевой зависимости МЭ коэффициента. В случае поперечного эффекта коэрцитивная сила имеет отрицательный знак и по величине уменьшается с увеличением содержания магнитной фазы. Такое поведение коэрцитивной силы укладывается в рамки классической теории. При продольном эффекте в области небольших концентраций феррита коэрцитивная сила также отрицательная. Однако, при концентрациях феррита свыше 40 масс.% коэрцитивная сила меняет свой знак, что приводит к аномальной зависимости МЭ коэффициента от поля. Такое поведение объясняется напряженным состоянием пьезоэлектрической фазы, возникающим при спекании композиционного материала и при его поляризации.



1 – поперечный эффект, 2 – продольный эффект

Рисунок 3 – Зависимость МЭ коэффициента по напряжению композита от содержания феррита



1 – поперечный эффект, 2 – продольный эффект

Рисунок 4 – Зависимость коэрцитивной силы композита от содержания феррита

Исследовано влияние состава композиционной керамики на диэлектрические и МЭ характеристики в материалах $\text{Ba}_{0.85}\text{Ca}_{0.15}\text{TiO}_3 - \text{NiFe}_{1.9}\text{Co}_{0.02}\text{O}_4$. Максимальные МЭ коэффициенты, характеризующие напряженность электрического поля при продольном и поперечном эффектах получены на образцах с содержанием феррита 50 масс.% и 70 масс.% и составляют соответственно 101 мВ/(см Э) и 87 мВ/(см Э). Установлены закономерности изменения диэлектрической проницаемости, тангенса угла диэлектрических потерь и удельного сопротивления от состава композита.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. J.G. Wu, *Advances in Lead-free Piezoelectric Materials*. / Springer. - New York. – 2018.
2. W. Qian, H. Wu, Y. Yang *Ferroelectric BaTiO₃ Based Multi-Effects Coupled Materials and Devices*. / *Adv. El. Materials*. – 2022. – V. 8, Is. 10. – P. 2200190 <https://doi.org/10.1002/aelm.202200190>
3. W. Liu, X. Ren *Large Piezoelectric Effect in Pb-Free Ceramics*. / *Phys. Rev. Lett.* – 2009. – 103. – 257602. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.103.257602>
4. S. Nanda, S. Sahoo [et all.]. Understanding of structural, dielectric, ferroelectric, piezoelectric, and conduction performance of cerium modified $(\text{Ba}_{0.85}\text{Ca}_{0.15})(\text{Zr}_{0.1}\text{Ti}_{0.9})\text{O}_3$ ceramics. / *Ceramics International*. – 2025. – V. 51, Is. 9. – P.11241-11254, <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2024.12.541>.
5. В.М. Лалетин, В.В. Паньков, А.И. Степанович *Магнитоэлектрические свойства керамики, полученной методом химического осаждения* / 50 Международный симпозиум "Актуальные проблемы прочности": материалы конференции, Витебск, 27 сентября - 1 октября 2010 г. / УО "ВГТУ". - Витебск, 2010. - Ч. 2. - С. 183-185.
6. Toni Buttlar, abHartmut S. Leipnerb and Stefan G. Ebbinghaus *Magnetoelectric properties of bulk 0-3 Fe/BaTiO₃ composites*. / *RSC Adv.*, 2025, 15, 33480. Doi: 10.1039/d5ra03466c rsc.li/rsc-advances

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМ (КОКИЛЕЙ)

Марукович Е.И.¹, Николайчик Ю.А.^{2*}, Хоу Ябо²

¹Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Минск, Беларусь

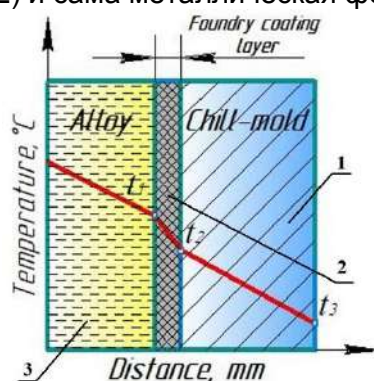
²Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь

*yuni@bntu.by

Сегодня литье в кокиль считается одним из наиболее прогрессивных способов литья, позволяющих существенно увеличить производительность труда и качественным образом улучшить экологическую составляющую литейных производств за счет отказа от вредных органических связующих, используемых при получении разовых литейных форм и стержней. Однако применение постоянных металлических форм в литейном производстве сопряжено с решением ряда важных задач по повышению эксплуатационной стойкости кокилей и улучшению качества отливок.

В литейном производстве невозможно переоценить важность и необходимость применения различного рода покрытий при получении качественных отливок при литье в металлические формы. Хорошо известно, что использование различных видов противопригарных покрытий позволяет создать на границе раздела «расплав-металлическая форма» барьер с высоким термическим сопротивлением, который в свою очередь позволяет существенно снизить «тепловой удар», испытываемый металлической формой в периоды заливки расплавом и затвердевания отливки.

Рассматривая технологию литья в кокиль как систему (рисунок 1) [1] необходимо отметить, что ее определяют три ключевые составляющие: расплав (1), противопригарное покрытие (2) и сама металлическая форма (3).



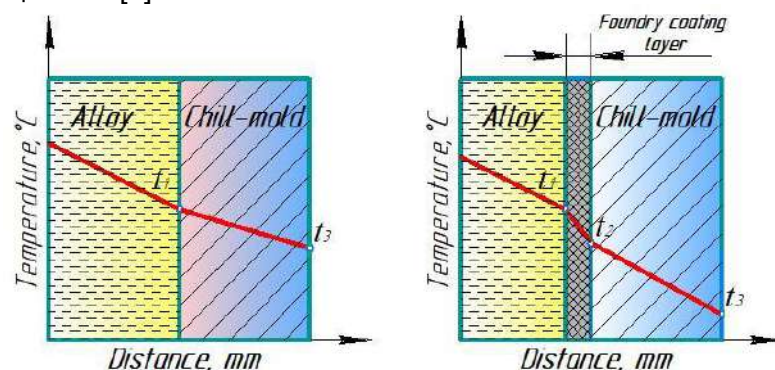
1-металлическая форма (кокиль), 2-противопригарная краска, 3-расплав

Рисунок 1 – Система «расплав-покрытие-кокиль»

Как правило из этих трех составляющих системы особое внимание уделяется выплавке и подготовке к разливке расплава, а также подготовке кокиля к заливке и обеспечении условий его охлаждения. В тоже время контроль качества противопригарного покрытия осуществляется визуально и не носит первостепенного значения. Вместе с тем противопригарные покрытия требуют также особого подхода при обеспечении качества отливок, так как представляют собой сложные многокомпонентные системы, как правило состоящие из огнеупорных наполнителей, связующих, растворителей и вспомогательных добавок и которые до нанесения на поверхность кокиля представляют собой суспензии, а на поверхности кокиля образуют красочный слой за счет испарения (удаления) растворителя и полимеризации связующих компонентов, входящих в их состав [2, 3].

Основная роль такого противопригарного покрытия заключается в способности создавать определенное, заранее заданное термическое сопротивление в зоне контакта между отливкой и металлической формой [4]. Противопригарная краска обеспечивает защиту кокиля от термохимического, теплофизического и гидродинамического воздействия расплава в периоды заливки и затвердевания отливки. Известно [4], что термическое сопротивление противопригарной краски

оказывает влияние как на отливку, так и на металлическую форму. Наличие термического сопротивления на границе отливки приводит к уменьшению интенсивности охлаждения и перепада температур в ее сечении (рисунок 2), что в совокупности позволяет снизить скорость охлаждения отливки, улучшить заполняемость металлической формы расплавом и способствовать минимизации брака по недоливам и неслитинам с одной стороны, а также способствует уменьшению термических напряжений и короблению отливки и позволяет бороться с горячими и холодными трещинами [4].



а – без покрытия, б – с противопопригарной краской

Рисунок 2 – Схема процесса литья в кокиль

Термическое сопротивление противопопригарной краски, определяется не только его структурой и физико-химической природой входящих в ее состав компонентов, но толщиной покрытия и представляет собой отношение толщины слоя противопопригарной краски к ее теплопроводности:

$$R \text{ (m}^2 \text{ K/W)} = h/\lambda, \quad (1.1)$$

где R – термическое сопротивление, $[\text{m}^2 \text{ K/W}]$,
 h – толщина слоя противопопригарной краски, $[\text{м}]$
 λ – коэффициент теплопроводности, $[\text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})]$.

Необходимо отметить, что наличие термического сопротивления на поверхности металлической формы приводит к уменьшению интенсивности ее прогрева [2], что способствует резкому снижению температурного градиента в металлической форме и приводит к уменьшению амплитуды возникающих термических напряжений и, как следствие, повышению стойкости кокиля.

Очевидно, что регулировкой толщины противопопригарной краски можно добиваться различных положительных эффектов при улучшении качества отливок, получаемых при литье в кокиль. Как было отмечено, сегодня широко используются кокильные краски, которые в исходном виде представляют собой жидкости (суспензии) и нанесение которых осуществляется различными способами таким как окунание, окраска кистями и/или с использованием краскопульты. Эти способы получили широкое распространение, но вместе с тем обладают рядом недостатков, связанных как с трудностями получения слоя противопопригарной краски заданной толщины, а также, вследствие неоднородности покрытия и склонности их к седиментации, получение на поверхности кокиля изотропных слоев, обладающих одинаковым термическим сопротивлением.

Таким образом поиск новых подходов для решения задач, обсеивающих получение на поверхности кокиля слоя противопопригарного покрытия заданной толщины, обладающего требуемыми свойствами и позволяющими повысить эксплуатационную стойкость кокилей с одной стороны, а также обеспечить повышение качества отливок с другой стороны является актуальной проблемой как с практической (производственной), так и теоретической (фундаментальной) точек зрения.

В рамках настоящей работы выполнены исследования, направленные на разработку новой технологии получения и применения высокоогнеупорных

порошковых покрытий, нанесение которых на литейную форму осуществляется электростатическими методами, а формирование прочности (отверждение) происходит за счет полимеризации при нагреве термореактивных смол (связующих) входящих в их состав.

Основные этапы исследований состояли в изучении способности покрытий формировать на поверхности стандартных образцов защитный слой необходимой толщины; исследовании и выявлении закономерностей формирования прочности высокоогнеупорных порошковых покрытий (на истирание); исследовании адгезионной способности высокоогнеупорных порошковых покрытий; разработке оптимальных режимов и параметров процесса нанесения (электростатической окраски) литейных форм и стержней. Приготовление высокоогнеупорных порошковых композиций проводили в лабораторном экструдере по заранее рассчитанной рецептуре (рисунок 2).



Рисунок 3 – Экструдер для приготовления порошковых покрытий

В процессе приготовления одновременно с перемешиванием высокоогнеупорный наполнитель проходил стадию плакирования термореактивным связующим. После этого полупродукт (однородная композиция высокоогнеупорного наполнителя и связующего в виде пластин) подвергалась помолу и рассеиванию на фракции. Далее осуществлялось нанесение (рисунок 3) противопожарных покрытий на металлические пластины из стали 4Х5МФС (один из материалов для изготовления кокилей).



Рисунок 4 – Нанесение порошковых покрытий в электростатическом поле

В результате исследований и на основе изучения физико-механических свойств порошковых противопожарных покрытий установлен качественный и количественный компонентный состав порошковой композиции для получения кокильного покрытия, позволяющего его эффективно применять при изготовлении отливок из сплавов алюминия методом литья в кокиль. Подана заявка на выдачу патента Республики Беларусь на изобретение.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Development of the foundry powder coatings for chill mold /Yuri Nikolaichik, Hou Yabo / The 75th World Foundry Congress, October 25-30, 2024, Deyang, China.
2. Померанец, А.А. Термозащитные покрытия для форм и стержней / А.А. Померанец // Контроль качества и меры предупреждения дефектов отливок. – М.: МДНТП, 1977. – С. 51 – 54.
3. Nwaogu, U. C., & Tiedje, N. S. (2011). Foundry Coating Technology: A Review. Materials Sciences and Applications, 2(8), 1143-1160. DOI: 10.4236/msa.2011. 28155
4. Вейник А.И. Испытание кокильных красок на теплопроводность // – М.: ГНТ машиностроительной литературы, 1956. – С. 230.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СИНТЕЗА В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ СТАТИЧЕСКИХ ДАВЛЕНИЙ НА СВОЙСТВА НАНОАЛМАЗОВ С ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫМИ ЦЕНТРАМИ

Костылев Д.А.^{1*}, Баграмов Р.Х.¹, Филоненко В.П.¹, Ромшин А.М.²,
Пастернак Д.Г.², Власов И.И.²

¹Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН, Россия

²Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Россия

*Danil0196@bk.ru

Наноалмазы представляют собой уникальный класс наноматериалов, обладающих рядом физико-химическими свойствами, таких как высокая химическая инертность, биосовместимость и способность проникать через клеточные мембраны определенных типов клеток. Особый интерес для медицинских исследований представляют наноалмазы с флуоресцентными примесными центрами, такими как центры азот-вакансия (NV^-) и кремний-вакансия (SiV^-). Центры NV^- флуоресцируют в видимом диапазоне (638 нм) и обладают уникальными свойствами, которые позволяют проводить оптическую инициализацию при комнатной температуре. Центры SiV^- характеризуются флуоресценцией в ближнем инфракрасном диапазоне (738 нм), что важно для применения в биовизуализации.

В связи с высокой востребованности наноалмазов с контролируемыми оптическими свойствами, разработка методов их синтеза является актуальной задачей. Показано, что высокоэффективный синтез наноалмазов возможен методом высоких давлений и температур (НРПТ) из смесей адамантана и детонационных наноалмазов [1]. При оптимальных условиях (около 7,5 ГПа и 1200–1400 °С) формируются частицы размером менее 50 нм. Также продемонстрирована возможность получения (при температуре 1550-1650 °С и давлении 7,5-8 ГПа) одиночных SiV^- центров в наноалмазах [2]. Показано, что контролировать формирование SiV^- центров возможно путем изменения соотношения Si/C в исходной смеси путём изменения атомного соотношения Si/C в пределах 0,01÷1%. Для легирования кремнием использовался тетракис(триметилсилил)силан $C_{12}H_{36}Si_5$. Установлено, что интенсивность люминесценции SiV^- непрерывно возрастает с увеличением содержания кремния в диапазоне 0-0,5% и достигает насыщения при более высоких концентрациях.

Характеристики полученных наноалмазов (размер, уровень и стабильность люминесценции) и биологическая совместимость позволяют использовать их в медицинских исследованиях. В частности, такие наноалмазы применяются в качестве термосенсоров с высокой чувствительностью для изучения влияния температурного изменения в митохондриях [3]. Температура отслеживалась по изменению спектрального сдвига, который характерен для центров SiV^- .

Анализ литературных источников говорит о том, что область применения наноалмазов с люминесцентными центрами может включать в себя перспективные направления: разработку биомаркеров для визуализации клеточных процессов с высоким пространственным разрешением; создание нанотермометров для измерения локальной температуры на клеточном уровне; разработку систем доставки лекарственных препаратов; создание квантовых сенсоров для диагностики на молекулярном уровне [4].

СПИСОК ИСПОЛЪЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Pasternak D.G. et al. Controlled formation of Si-V centers in high-pressure nanodiamonds produced from “adamantane + detonation nanodiamond” mixture // *Nanomaterials*. 2024. Vol. 14. P. 1843(12).
2. Pasternak D.G. et al. Bicolour single photon based on HPHT nanodiamond // *Optics and Spectroscopy*. 2024. Vol. 132. P. 1843(10).
3. Romshin A. M. et al (2025). Chemically Anchored Diamond with H3 Centers for Ratiometric Measurement of Isolated Mitochondria Temperature // *International Journal of Molecular Sciences*. 2025. Vol.26. P.11395 (23).
4. Jin-Xu Qin et al. Nanodiamonds: Synthesis, properties, and applications in nanomedicine // *Materials and Design*. 2021. Vol 210. P. 11091.

КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ОКСИДНЫХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ Na_xCoO_2 И $(\text{Ca}_2\text{CoO}_3)_y\text{CoO}_2$ **Таскина А.А.* , Колесников Е.А.***Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Москва, Россия***ta.arins@yandex.ru*

Рекуперация бросового тепла с помощью термоэлектрических генераторов – одно из перспективных направлений повышения энергоэффективности. Тем не менее, широкое применение таких материалов, в особенности наиболее распространенных интерметаллидов, в условиях высоких температур на воздухе сдерживается их склонностью к окислению, низкой термической стабильностью (плавлением или разложением), высокой стоимостью и экологической опасностью [1]. Оксидные материалы на основе кобальта, в частности слоистые кобальтиты натрия (Na_xCoO_2) и кальция $((\text{Ca}_2\text{CoO}_3)_y\text{CoO}_2)$, обладают высокой термической стабильностью на воздухе и экологической безопасностью, что делает их кандидатами для высокотемпературных применений. Однако зависимость их термоэлектрических свойств от катионной стехиометрии требует разработки методов синтеза, обеспечивающих точный контроль состава [2, 3]. Цель настоящей работы – получение порошков Na_xCoO_2 и $(\text{Ca}_2\text{CoO}_3)_y\text{CoO}_2$ с варьированием стехиометрии методом спрей-пиролиза и комплексное исследование их структуры, микроструктуры и термоэлектрических свойств.

Исходные растворы готовили из нитратов натрия, кальция и кобальта в деионизованной воде. Концентрации рассчитывали для составов: Na_xCoO_2 , где $x = 0,5; 0,65; 0,7; 0,75; 0,85$ и $(\text{Ca}_2\text{CoO}_3)_y\text{CoO}_2$, где $y = 0,5; 0,57; 0,62; 0,67; 0,75$. Распыление проводили с помощью ультразвукового генератора аэрозоля (частота 1,7 МГц) в реактор из нержавеющей стали, нагретый до 900 °С. Для обеспечения фазовой чистоты и удаления следовых количеств нитратов-прекурсоров порошки после спрей-пиролиза проходят стадию прокаливания.

Термический анализ выполняли на термоанализаторе SDT Q600 (скорость нагрева 10 °С/мин, атмосфера – воздух). Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре Tongda TDM-20 (излучение $\text{NiK}\alpha$). Микроструктуру и элементный состав исследовали на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 с приставкой для энергодисперсионной спектроскопии.

На кривых ТГА всех образцов присутствуют три характерных участка: первый этап при 100–150 °С соответствующий потери адсорбированной воды, интенсивная потеря массы около 500 °С для кальциевых образцов и около 650 °С для натриевых и слабые пики при более высоких температурах. Общая потеря массы для составов, близких к эталонным ($x = 0,7$, $y = 0,62$), составляет 67–69%, что согласуется с расчётными значениями.

Рентгенофазовый анализ порошков подтвердил формирование основных фаз. Для системы Na–Co–O согласованно с литературными данными фиксируется гексагональная фаза P2 – Na_xCoO_2 (пространственная группа $\text{P6}_3/\text{mmc}$). Для системы Ca–Co–O основная фаза – моноклинный $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_9$, пространственная группа C2/m.

СЭМ-изображения показывают, что порошки $\text{Ca}_3\text{Co}_4\text{O}_9$ состоят из тонких пластин размером 1–3 мкм. Такая морфология обусловлена анизотропией роста кристаллов и является благоприятной для последующего формирования текстуры при спекании. Порошки Na_xCoO_2 представляют собой сферические агломераты размерами 0,5–2 мкм, которые сформированы из более мелких наноразмерных частиц. Данные РФА подтверждают формирование желаемых составов ЭДС-анализ подтвердил, что катионный состав в пределах погрешности (2–3 ат.%) соответствует номинальному.

Результаты исследования образцов демонстрируют, что спрей-пиролиз позволяет эффективно контролировать стехиометрию даже для таких летучих компонентов, как натрий. Формирование наиболее однофазных продуктов именно при $x = 0,7$ и $y = 0,62$ согласуется с литературными данными о стабильности этих составов.

В данной работе методом спрей-пиролиза впервые синтезированы порошки Na_xCoO_2 и $(\text{Ca}_2\text{CoO}_3)_y\text{CoO}_2$ с широким диапазоном стехиометрии. Комплексное исследование (ТГА, РФА, СЭМ-ЭДС) показало, что оптимальными составами с точки зрения фазовой чистоты являются $x = 0,7$ и $y = 0,62$. Заключительный этап работы включал консолидацию синтезированных наноструктурированных порошков в плотную керамику, благодаря чему удалось сохранить мелкозернистую структуру и сформировать текстуру, способствующую эффективному транспорту носителей заряда. На полученных образцах выполнены комплексные термоэлектрические измерения: установлены температурные зависимости коэффициента Зеебека, удельной электропроводности и теплопроводности.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Oyedepo S. O., Fakeye B. A. Waste heat recovery technologies: Pathway to sustainable energy development //Journal of Thermal Engineering. – 2021. – V. 7. – №. 1. – P. 324-348.
2. Advances in oxide thermoelectric materials: strategies, applications and beyond / Q. Wang, Z. Zhou, C. Liu e. a. // Chemical Society Reviews. – 2026. – V. 55. – P. 358–399.
3. Zhang Y., Ohta H. Recent progress in thermoelectric layered cobalt oxide thin films //NPG Asia Materials. – 2023. – V. 15. – №. 1. – P. 67.

РАЗРАБОТКА ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ ОСНОВ НОВОГО ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА СИНТЕЗА НИТРИДНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Zr-U, Zr-Nb

Огарков А.И.^{1*}, Ковалев И.А.¹, Кочанов Г.П.¹, Шокодько А.В.¹, Шорников Д.П.^{1,2}, Тарасов Б.А.^{1,3}, Ашмарин А.А.¹, Шевцов С.В.¹, Львов Л.О.^{1,4}, Шокодько Е.А.¹, Рогова А.Н.¹, Стрельникова С.С.¹, Чернявский А.С.¹, академик РАН Солнцев К.А.¹

¹Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва, Россия

²Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Москва, Россия

³АО "Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А. А. Бочвара", Москва, Россия

⁴Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова, Москва, Россия

*aogarkov@imet.ac.ru

В рамках подхода окислительного конструирования впервые реализован процесс полной нитридации образцов проката Zr-U, Zr-Nb в атмосфере азота при температурах ниже, вблизи и выше температуры перитектической реакции. Экспериментально показана возможность синтеза в одностадийном технологическом процессе плотной керамики заданной формы на основе смешанных нитридов и композитов на их основе [1 – 8].

Исследованы кинетические зависимости рассматриваемых процессов.

Предложена термодинамическая модель конденсированных фаз в тройной системе U-Zr-N при 298 – 2 800 К, а также в тройной системе Nb-Zr-N при 298 – 3 000 К.

Показана взаимосвязь структуры созданной керамики и композитов на ее основе и текстуры исходных твердых растворов Zr-U, Zr-Nb.

Выявлены особенности диффузионных процессов в рамках высокотемпературной нитридации твердых растворов Zr-U, Zr-Nb по всему объему керамики в зависимости от температурно-временных параметров процесса.

Изучено распределение твердости по сечению созданной керамики.

Показана химическая и термическая стойкость созданной керамики на основе смешанных нитридов Zr(U)N, Zr(Nb)N и композитов на ее основе.

Методом ПЭМ высокого разрешения установлено, что внутризеренной структуре нитридов характерна высокая плотность дислокаций. Несмотря на высокие температуры процесса нитридации, полигонизация не происходит; сохраняется "дислокационное наноструктурирование" в объеме кристаллитов, выявляемые в условиях амплитудного (деформационного) контраста.

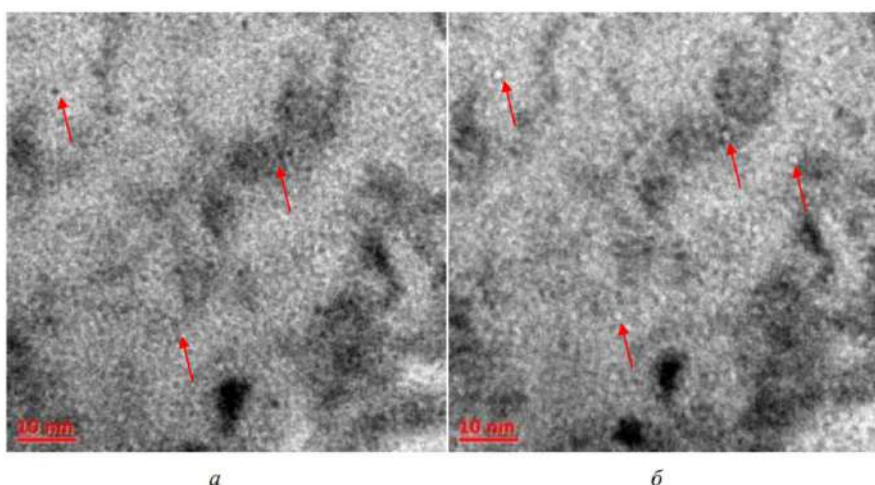


Рисунок 1 – ПЭМ-изображения в режиме высокого разрешения структуры облученного образца Zr(Nb)N (300 сна; расстояние от поверхности ~1 250 – 1 320 нм).

а – режим "overfocus"; б – режим "underfocus" стрелками указана разреженная пористость

Результаты проведенных структурных исследований свидетельствуют о высокой устойчивости структурного, фазового и композиционного состояния Zr(Nb)N к воздействию облучения высокоэнергетическими ионами ксенона (Рисунок 1).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-13-00392) (Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской академии наук).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Термодинамическое моделирование фазовых равновесий в системе U–Zr–N / А. И. Огарков, А. Л. Восков, И. А. Ковалев [и др.] // Неорганические материалы. – 2021. – Т. 57, № 8. – С. 829-837. – DOI 10.31857/S0002337X21080236. – EDN IELPMQ.
2. Особенности нейтронно-физического и теплофизического расчетов ядерного топлива (Zr,U)N, полученного с применением подхода окислительного конструирования / Д. П. Шорников, И. А. Ковалев, А. В. Тенишев [и др.] // Неорганические материалы. – 2022. – Т. 58, № 6. – С. 606-614. – DOI 10.31857/S0002337X22050098. – EDN JJOVAC.
3. Структурные превращения керамики, образующейся в процессе высокотемпературной нитридации сплава Zr–Nb / И. А. Ковалев, С. В. Шевцов, Г. П. Кочанов [и др.] // Неорганические материалы. – 2022. – Т. 58, № 5. – С. 554-561. – DOI 10.31857/S0002337X22050062. – EDN CCVGEM.
4. Термодинамическое моделирование фазовых равновесий в системе Nb–Zr–N / А. Л. Восков, И. А. Ковалев, Г. П. Кочанов [и др.] // Неорганические материалы. – 2022. – Т. 58, № 5. – С. 530-537. – DOI 10.31857/S0002337X22050116. – EDN OXUCVQ.
5. Фазовые превращения при высокотемпературной нитридации сплавов Zr–Nb / И. А. Ковалев, С. В. Канькин, А. А. Коновалов [и др.] // Неорганические материалы. – 2022. – Т. 58, № 4. – С. 382-388. – DOI 10.31857/S0002337X22040078. – EDN PLSVYB.
6. Compositional evolution of zirconium and niobium in the process of high-temperature nitridation of Zr–Nb alloys / I. A. Kovalev, G. P. Kochanov, L. O. L'vov [et al.] // Mendeleev Communications. – 2022. – Vol. 32, No. 4. – P. 498-500. – DOI 10.1016/j.mencom.2022.07.022. – EDN ZGEEUT.
7. Кинетика высокотемпературной нитридации твердых растворов Zr–Nb / И. А. Ковалев, Г. П. Кочанов, В. Ю. Зуфман [и др.] // Неорганические материалы. – 2023. – Т. 59, № 3. – С. 251-259. – DOI 10.31857/S0002337X23030089. – EDN YSIIVM.
8. Кинетика высокотемпературной нитридации сплавов на основе Zr–U / И. А. Ковалев, Г. П. Кочанов, Л. О. Львов [и др.] // Металлы. – 2023. – № 3. – С. 66-72. – DOI 10.31857/S0869573323030096. – EDN GVEPON.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТРОИТЕЛЬНОЙ МАРКИ СТАЛИ 06ХГТФБ

Рожкова Д.С., Комиссаров А.А., Тен Д.В.

Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия

rozhkovadasha2005@gmail.com

Создание экономичных и долговечных строительных конструкций для сейсмоопасных регионов и высотных зданий с уменьшенным сечением элементов без потери несущей способности обеспечивается за счет сочетания высокого комплекса механических и технологических свойств [1]. Перспективным решением является получение двухфазной ферритно-мартенситной структуры при закалке из межкритического интервала температур (МКИТ), которая позволяет сохранить высокий запас пластичности при достаточном уровне прочности [2, 3].

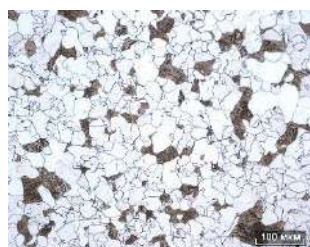
Актуальной научно-практической задачей является нахождение режимов термической обработки, обеспечивающих получение двухфазной ферритно-мартенситной структуры с оптимальным комплексом механических свойств низкоуглеродистых низколегированных сталей. Мягкая ферритная составляющая в структуре отвечает за пластичность и демпфирование ударов, мартенситная – за прочность.

В работе исследован прокат марки стали 06ХГТФБ строительного назначения в исходном состоянии и после термической обработки по режимам (таблица 1): аустенизация с последующим охлаждением на воздухе до различных температур выдержки в МКИ (от 740°C до 860°C) + закалка [3].

Таблица 1 – Режимы термической обработки

Режим	Температура аустенизации, °C	Время выдержки, мин	Среда охлаждения	Температура выдержки в МКИ под закалку, °C	Время выдержки, мин	Среда охлаждения
M1	1050	10	воздух (до МКИТ)	740	7	вода
M2				760		
M3				780		
M4				800		
M5				820		
M6				840		
M7				860		

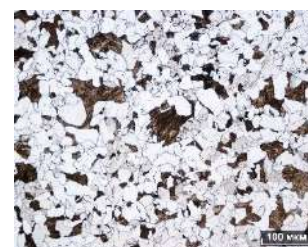
В процессе аустенизации и последующей закалки из МКИТ происходит формирование ферритно-мартенситной структуры (рисунок 1). Анализ микроструктуры проводился с использованием оптического микроскопа AxioScope при увеличении 200 крат.



а)



б)



в)

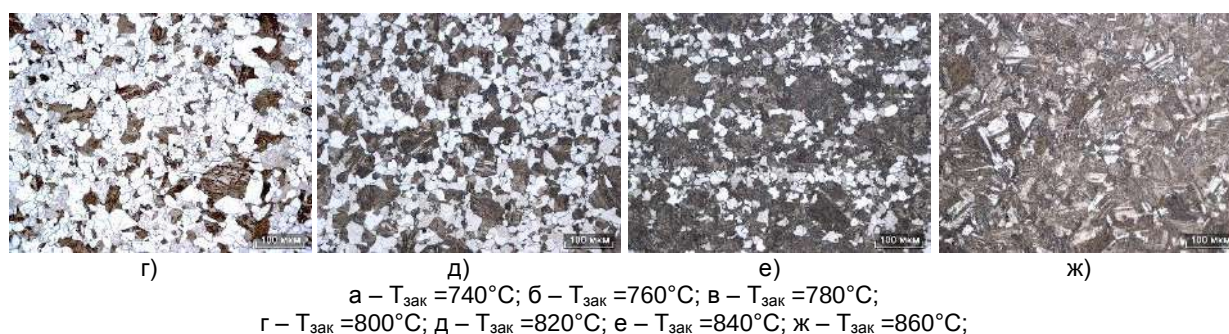


Рисунок 1 – Микроструктура после термической обработки, увеличение x200

Исследования микроструктуры показали, что после различных режимов термической обработки размер зерна составляет 15,4-19,9 мкм. Площадь зерен упрочняющей фазы колеблется от 15 до 90 %.

Механические свойства исследуемой стали после термической обработки представлены в таблице 2. Испытания на растяжение проводились на цилиндрических образцах, изготовленных по ГОСТ 1497-84, с помощью испытательной машины Instron 5569.

Таблица 2 – Механические свойства после термической обработки

Режим	Соотношение структурных составляющих	Концентрация углерода в мартенсите, %	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Относительное удлинение δ , %
Исходник	-	-	520	610	23,4
М1	Ф (85%) + М (15%)	0,32	378 ± 14	655 ± 2	32,3 ± 0,8
М2	Ф (80%) + М (20%)	0,25	427 ± 11	717 ± 12	33,6 ± 2,0
М3	Ф (78%) + М (22%)	0,23	458 ± 28	714 ± 15	31,6 ± 5,2
М4	Ф (69%) + М (31%)	0,17	402 ± 19	722 ± 24	29,6 ± 3,3
М5	Ф (46%) + М (54%)	0,11	620 ± 21	837 ± 16	24,8 ± 4,2
М6	Ф (36%) + М (64%)	0,09	620 ± 20	883 ± 3	26,2 ± 1,1
М7	Ф (10%) + М (90%)	0,07	743 ± 115	945 ± 50	10,5 ± 2,4

Было выявлено, что с повышением температуры выдержки в двухфазной области под закалку с 740 °С до 860 °С повышается объемная доля мартенситной структурной составляющей, при этом уменьшается микротвердость мартенсита с (579,3 ± 60,0) до (351,4 ± 27,6) HV0,025, что вызвано снижением концентрации углерода в нем с 0,32% до 0,07%. Концентрация углерода в аустените (мартенсите) была рассчитана по формуле:

$$C_{\gamma} = \frac{(C_{\alpha} - C_{\alpha})}{\gamma} + C_{\alpha},$$

где C_{α} – концентрация углерода в феррите (принята постоянной величиной, равной 0,025%);

C_{α} – концентрация углерода в исследуемой марке стали (принята постоянной величиной, равной 0,07%);

γ – доля аустенита (мартенсита) в структуре, определенная с помощью ПО ImageJ.

На рисунке 3 представлен сравнительный анализ результатов механических испытаний образцов после различных режимов термической обработки с исходным состоянием.

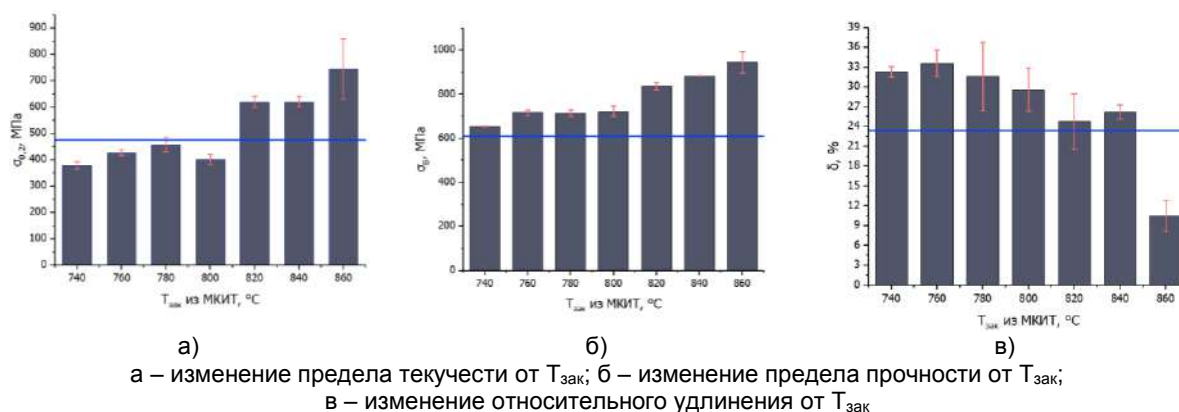


Рисунок 3 – Сравнение результатов механических испытаний после термической обработки с исходным состоянием

Оптимальными режимами термической обработки, обеспечивающими получение двухфазной ферритно-мартенситной структуры исследуемой стали с высоким комплексом механических свойств ($\sigma_{0.2} = (620 \pm 20)$ МПа, $\sigma_B = (860 \pm 33)$ МПа при $\delta = (26 \pm 1) \%$) для снижения металлоемкости и веса сооружений, является аустенизация с последующей закалкой из двухфазной области в интервале температур от 820 °С до 840 °С.

Согласно исследованиям С.А. Голованенко, Н.М. Фонштейн, оптимальным считается содержание мартенсита в структуре в пределах от 20 до 30% [5]. Однако в результате проведенного исследования было выявлено, что при содержании упрочняющей фазы в интервале от 50% до 70% наблюдается комплекс механических свойств, превосходящих исходное состояние на 15% по значению предела текучести, на 29% – предела прочности и на 8 % – относительного удлинения. Таким образом, было установлено, что оптимальной площадью, занимаемой мартенситом, является 50-70%.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Žižmond J., Dolšek M. Seismic Design and Performance Assessment of Frame Buildings Reinforced by Dual-Phase Steel. Applied Sciences, 2021, vol. 11, no. 11, pp. 4998.
2. Ebrahimian A., Banadkouki S. S. G. Mutual mechanical effects of ferrite and martensite in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel //Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – Т. 708. – С. 43-54.
3. Das D., Chattopadhyay P. P. Influence of martensite morphology on the work-hardening behavior of high strength ferrite–martensite dual-phase steel //Journal of materials science. – 2009. – Т. 44. – №. 11. – С. 2957-2965.
4. Мельниченко А. Г. Двухфазные феррито-мартенситные стали. – 2009.
5. С.А. Голованенко, Н.М. Фонштейн. Двухфазные низколегированные стали – М : Металлургия, 1986. – 207 с.

ВЛИЯНИЕ ВАКУУМНОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ВАЛЕНТНЫЕ СОСТОЯНИЯ Fe В ФЕРРИТЕ $\text{La}_{0.5}\text{Ca}_{0.5}\text{FeO}_{3-\gamma}$

Седых В.Д.¹, Рыбченко О.Г.¹, Русаков В.С.², Губайдулина Т.²,
Воронин М.В.³, Топоркова А.А.¹, Иванов А.И.¹, Кулаков В.И.¹

¹Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипяна РАН, Черноголовка, Россия

²Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

³Институт экспериментальной минералогии им. акад. Д.С. Коржинского РАН, Черноголовка, Россия

*sedykh@issp.ac.ru

В работе проведены исследования структурных изменений, локальных состояний атомов Fe и кислородных вакансий в феррите $\text{La}_{0.5}\text{Ca}_{0.5}\text{FeO}_{3-\gamma}$ в зависимости от вакуумного отжига в интервале температур 200°C – 650°C с использованием методов просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифракции и мессбауэровской спектроскопии. Поликристаллический образец синтезирован на воздухе золь-гель методом при температуре 1200°C. На основании анализа полученных экспериментальных данных показано изменение размера микрочастиц феррита с вакуумным отжигом. Выявлен сложный процесс перестройки структуры феррита с ростом температуры вакуумного отжига. Показано, что процесс перестройки структуры начинается уже при температуре 200 °C и полностью заканчивается при 550 °C.

В мессбауэровских спектрах, измеренных при комнатной температуре (рис. 1), исходно-синтезированного и отожженных в вакууме образцов феррита $\text{La}_{0.5}\text{Ca}_{0.5}\text{FeO}_{3-\gamma}$ обнаружено наличие трех вкладов: парамагнитного типа в виде квадрупольного дублета, магнито-расщепленного и магнито-упорядоченного вклада типа фазы Гренье. Проанализировано изменение этих вкладов при вакуумном отжиге. Показана корреляция рентгеновских и мессбауэровских данных.

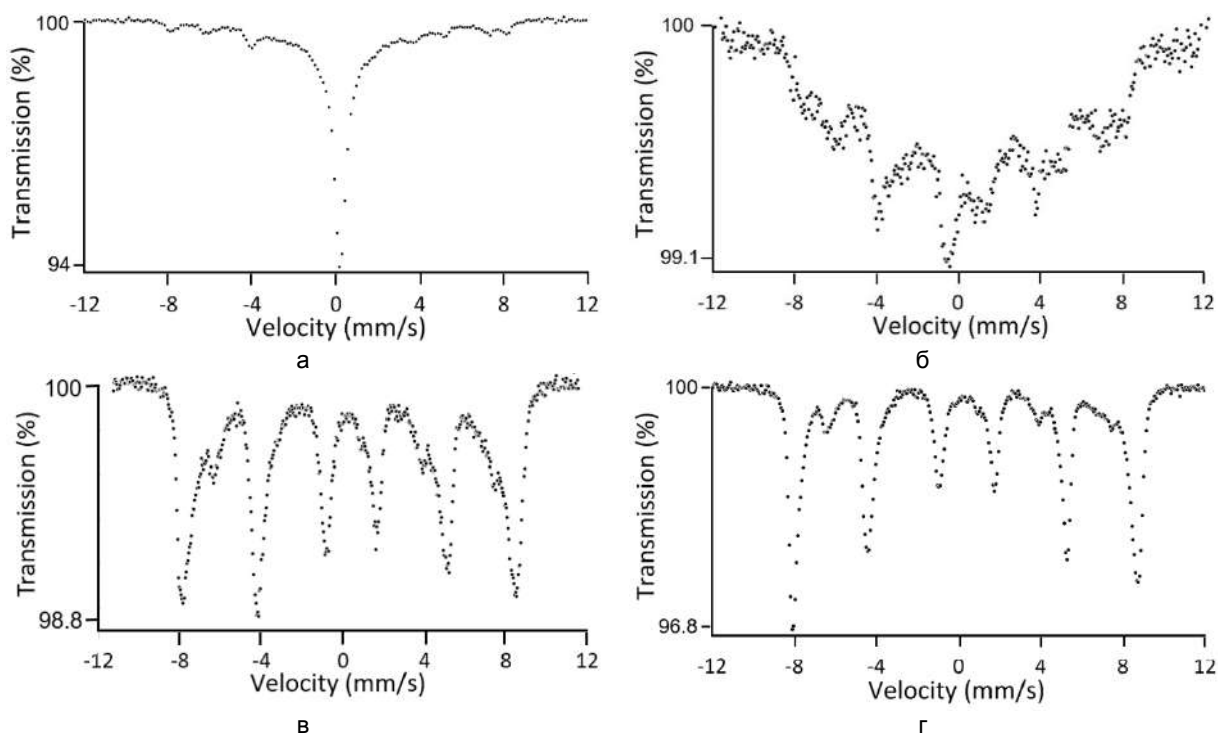


Рисунок 1 – Мессбауэровские спектры, измеренные при комнатной температуре, синтезированного (а) и отожженных в вакууме при температурах 300°C (б), 550°C (в) и 650°C (г) образцов $\text{La}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{FeO}_{3-\gamma}$

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЁССБАУЭРОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ВАКУУМНОГО ОТЖИГА НА ЛОКАЛЬНЫЕ ОКРУЖЕНИЯ Fe В ФЕРРИТЕ



Седых В.Д.¹, Рыбченко О.Г.¹, Русаков В.С.², Губайдулина Т.², Воронин М.В.³,
Топоркова А.А.¹

¹Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипяна РАН, Черноголовка, Россия

²Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

³Институт экспериментальной минералогии им. акад. Д.С. Коржинского РАН, Черноголовка, Россия

*sedykh@issp.ac.ru

В настоящей работе подробно исследованы процессы изменения локального окружения ионов железа и взаимосвязь ионов Fe^{4+} и кислородных вакансий в феррите $\text{La}_{0.5}\text{Ca}_{0.5}\text{FeO}_{3-\gamma}$ в зависимости от температуры вакуумного отжига T_{ann} в интервале 200 – 650 °С с использованием рентгеновской дифракции и мессбауэровских измерений при температуре 90 К (рис. 1). Поликристаллический образец синтезирован на воздухе золь-гель методом при температуре 1200 °С.

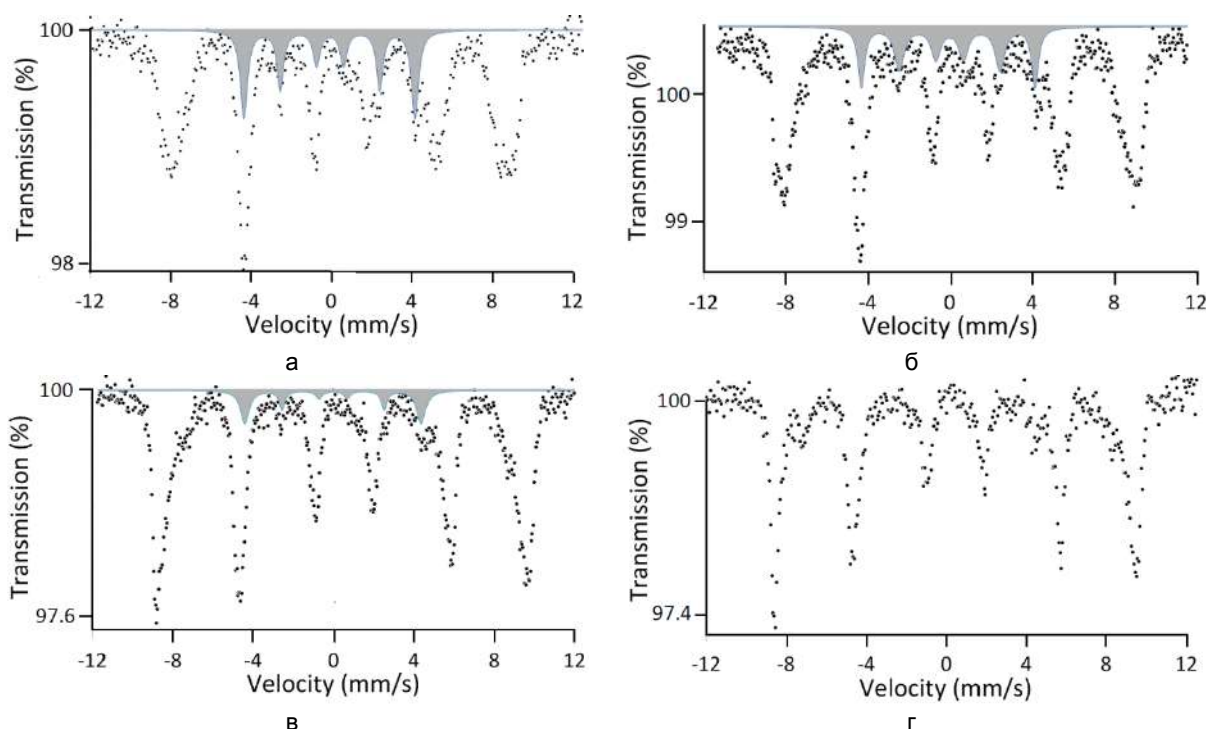


Рисунок 1 – Мессбауэровские спектры, измеренные при 90 К, синтезированного (а) и отожженных в вакууме при температурах 300°С (б), 450°С (в) и 650°С (г) образцов $\text{La}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{FeO}_{3-\gamma}$. Серым цветом выделен секстет, соответствующий ионам Fe^{4+}

Из относительных интенсивностей мессбауэровских парциальных спектров для каждого образца определены числа ионов Fe^{4+} , кислородных вакансий и анионов O^{2-} ($3-\gamma$). Наличие иона Fe^{4+} в ближайшем катионном окружении иона Fe^{3+} приводит к ослаблению обменной связи $\text{Fe}^{3+}-\text{O}^{2-}-\text{Fe}^{4+}$, а при появлении кислородной вакансии в ближайшем анионном окружении иона Fe^{3+} происходит обрыв обменной связи. Используя данные из модельной расшифровки мессбауэровских спектров, для синтезированного и отожженных в вакууме образцов получены зависимости относительных интенсивностей парциальных спектров ионов Fe^{3+} от числа или оборванных, или ослабленных обменных связей. Показано, что при малых температурах отжига основную роль в изменении парциальных спектров Fe^{3+} играет ослабление обменных связей, вызванное наличием ионов Fe^{4+} , а при высоких температурах – обрыв обменных связей из-за наличия кислородных вакансий. Определены значения сверхтонких параметров магнитного поля $H_{\text{hf}}(\text{Fe}^{3+};0)$,

изомерного сдвига $\delta(\text{Fe}^{3+};0)$ и квадрупольного смещения $\varepsilon(\text{Fe}^{3+};0)$ для парциального спектра ионов Fe^{3+} с шестью обменными связями $\text{Fe}^{3+}-\text{O}^{2-}-\text{Fe}^{3+}$, а также изменения сверхтонкого поля $\Delta H_{\text{hf}}(\text{Fe}^{3+})$, изомерного сдвига $\Delta\delta(\text{Fe}^{3+})$ и квадрупольного смещения $\Delta\varepsilon(\text{Fe}^{3+})$ при или обрыве, или ослаблении одной обменной связи в процессе вакуумного отжига.

Анализ полученных данных показал корреляцию структурных изменений и изменений локальных окружений ионов Fe, происходящих при вакуумном отжиге.

**ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА
 $\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{15}\text{Zr}_5\text{Ni}_{30}\text{Cu}_{10}\text{Co}_{10}$ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ****Реутская А.А.¹, Реснина Н.Н.¹, Бикбаев Р.М.¹, Беляев С.П.¹, Базлов А.И.^{1,2}**¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия²Национальный исследовательский технологический институт «МИСИС», Москва, Россия

* st091119@student.spbu.ru

Целью работы явилось исследование функциональных свойств высокоэнтропийного сплава $\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{15}\text{Zr}_5\text{Ni}_{30}\text{Cu}_{10}\text{Co}_{10}$ с памятью формы. Сплав был получен электро-дуговой плавкой в атмосфере аргона. Слиток диаметром 20 мм и высотой 10 мм разрезали на пластины толщиной 0,8 мм, из которых вырезали образцы с лопатками для исследования функциональных свойств. В работе исследовали проявление эффекта псевдоупругости, эффекта памяти формы при нагревании после предварительного деформирования и обратимое изменение деформации при охлаждении и нагревании под постоянным напряжением.

Согласно данным электросопротивления, температура начала прямого мартенситного перехода в исследуемом сплаве близка к $-130\text{ }^{\circ}\text{C}$, поэтому эффект псевдоупругости исследовали в режиме растяжения при температурах от $-125\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Полученные данные показали, что мартенсит наводится при нагрузке в интервале температур от $-125\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$. При более высоких температурах сплав хрупкий и разрушается на упругой стадии нагрузки. Возврат деформации при разгрузке неполный, если температура деформирования $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ и ниже. При более высоких температурах, деформация, накопленная при нагрузке, восстанавливается при разгрузке. Это указывает на то, что температура A_k в данном сплаве близка к $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Напряжение наведения мартенсита линейно зависит от температуры деформирования с коэффициентом $3,9\text{ МПа}/^{\circ}\text{C}$. Максимальная псевдоупругая деформация составляет 4 % и наблюдается при деформировании при $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Для того, чтобы исследовать эффект памяти формы, образцы деформировали при температуре $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$, разгружали и нагревали через температурный интервал обратного перехода. Деформирование осуществляли по шагам, чтобы исследовать влияние остаточной деформации на эффект памяти формы. Полученные результаты показали, что с ростом остаточной деформации возрастает величина эффекта памяти формы до 7 %, при этом восстановление деформации полное и недовозврат не наблюдается. Температуры обратного перехода растут с ростом остаточной деформации, что указывает на проявление эффекта стабилизации мартенсита.

Для того, чтобы исследовать обратимое изменение деформации при охлаждении и нагревании под напряжением, образцы нагружали до некоторого напряжения при комнатной температуре, при которой они находились в аустените, охлаждали под напряжением до температуры $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$, и нагревали до температуры $70\text{ }^{\circ}\text{C}$. Величину напряжения варьировали от 100 до 600 МПа. Полученные данные показали, что если напряжением составляет 100 и 200 МПа, то изменение деформации минимально. При охлаждении под напряжением 300 – 500 МПа наблюдается обратимое изменение деформации. При охлаждении под напряжением 600 МПа, образец разрушился на этапе охлаждения при температуре $-130\text{ }^{\circ}\text{C}$. Восстановление деформации при нагревании полное, если в термоцикле напряжения составляло 300 МПа. Если напряжением 400 или 500 МПа, то наблюдается недовозврат, величина которого составляет 0,7 %. Максимальная обратимая деформация наблюдается при охлаждении под напряжением 400 и 500 МПа и составляет 4,4 %.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00169_П.

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ДИБОРИДА ТИТАНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КАРБИДА БОРА

Талако Т.Л.¹, Реутёнок Ю.А.^{2*}, Лецко А.И.²

¹Национальная академия наук Беларуси, Отделение физико-технических наук, Минск, Беларусь

²Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа, Минск, Беларусь

*yuriy_reutsionak@mail.ru

В большинстве производственных отраслей, связанных с транспортным машиностроением, энергетикой, химическими технологиями и др., большой интерес вызывают композиционные материалы с тугоплавкими включениями. Их структура представляет собой матрицу или связку из металла или сплава, в которой равномерно распределены частицы упрочняющей фазы, в качестве которой представлены термодинамически стабильные соединения с высоким значением модуля сдвига – оксиды, карбиды, нитриды, бориды, интерметаллиды [1]. К категории таких композитов можно отнести порошковые материалы с тугоплавкими включениями на основе карбидов и диборидов переходных металлов. Одним из перспективных способов получения композитов с одновременным карбидным и боридным упрочнением является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) с использованием в качестве компонента реакционной смеси карбида бора [2]. Для некоторых практических задач представляют интерес композиции, содержащие дополнительные легирующие элементы, где в условиях синтеза возможно протекание нескольких реакций одновременно. Сопутствующие процессы тепло- и массопереноса реагентов и продуктов реакций существенно влияют на кинетику протекающих процессов. Это усложняет прогнозирование состава и управление процессом формирования желаемого структурно-фазового состояния, от которого зависят планируемые функциональные свойства.

Целью настоящей работы являлось изучение закономерностей формирования композиционных порошков на основе диборида титана методом СВС с использованием в качестве реагента карбида бора, а также рассмотрение эффектов протекания конкурирующих реакций.

Для приготовления реакционных смесей использовали следующие материалы: порошок карбида бора, порошок титана, порошок железа и порошок молибдена. Смешивание проводили в баночном смесителе. Механоактивацию проводили в планетарной шаровой мельнице Retsch PM400. Процесс СВС осуществляли в экспериментальном реакторе в среде аргона с поджигом от вольфрамовой спирали.

Фазовый состав синтезируемых материалов анализировали на рентгеновском дифрактометре «Ultima IV» (Rigaku, Япония) с использованием CuK_α излучения ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$). Для исследования структуры полученных образцов был использован сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) высокого разрешения MIRA3 (TESCAN, Чехия).

С использованием специализированной программы ИСМАН-ТЕРМО для СВС-процессов, разработанной в Институте структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН (г. Черноголовка), проведено термодинамическое моделирование для оценки фазового состава продуктов синтеза в реакционной системе [3].

Основной движущей силой СВС-процесса в многокомпонентных порошковых системах на основе $\text{Ti-B}_4\text{C}$ является совместное протекание нескольких экзотермических реакций образования боридов и карбидов с преобладанием реакции образования TiB_2 . Эффекты от присутствия нескольких металлов в реакционной смеси с карбидом бора определяются, в первую очередь, их реакционной способностью и энтальпией соответствующих реакций.

Проведены экспериментальные исследования фазового состава, структуры и свойств композиционных порошков в системах $\text{Ti-B}_4\text{C}$ и $\text{Ti-B}_4\text{C-Fe-Mo}$.

Основными керамическими фазами, формирующимися при СВС, являются TiB_2 и TiC . Добавление железа и молибдена к реакционной смеси может приводить к образованию некоторого количества собственных боридов и карбидов этих элементов.

Синтезированные порошки содержат включения диборида титана размером 1-1,5 мкм и TiC размером до 1 мкм, достаточно равномерно распределенные в порошковых частицах. Бориды Fe и Mo, формирующиеся благодаря проведению механоактивации, дополнительно упрочняют связку на основе железа.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Гращенков, Д.В. Высокотемпературные металломатричные композиционные материалы, армированные частицами и волокнами тугоплавких соединений / Д.В. Гращенков, И.Ю. Ефимочкин, А.Н. Большакова // *Авиационные материалы и технологии* – 2017. – № 5. – С. 318 – 328.

2. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в механически активированных смесях карбида бора с титаном / М. А. Корчагин [и др.] // *Физика горения и взрыва* – 2017. – т. 53, № 6. – С. 58 – 66.

3. Мержанов, А.Г. Твердопламенное горение / А.Г. Мержанов, А.С. Мукасян – М.: ТОРУС ПРЕСС, 2007. – 336 с.

ПРОЧНОСТЬ МНОГОСЛОЙНОЙ СТАЛИ

Сибиряков М.М., Иванов А.М.*, Ващенко С.С.

*ФИЦ «Якутский научный центр» СО РАН,
Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск, Россия
iam53@mail.ru

Выполнен сравнительный анализ значений предела пропорциональности для соединений 09Г2С + 09Г2С и 09Г2С + 40Х, полученных сваркой давлением (кузнечной сваркой).

Объект исследования – многослойная сталь: а) соединение пластин из одной марки стали – низколегированной стали 09Г2С; б) слоистый стальной композит из разных марок стали – соединение пластин из стали 09Г2С и коррозионно-стойкой легированной стали 40Х.

Предмет исследования прочность многослойной стали (соединения 09Г2С + 09Г2С и 09Г2С + 40Х) до и после интенсивной пластической деформации (ИПД) по схеме равноканального углового прессования (РКУП).

Методика получения слоистого стального композита посредством сварки давлением (кузнечной сварки) заготовок из низколегированной стали 09Г2С и легированной углеродистой стали 40Х в соотношении 55:45 описана в [1].

Низколегированная сталь 09Г2С играет роль матрицы, в свою очередь, коррозионно-стойкая легированная сталь 40Х как армирующая компонента. Кроме того, кузнечной сварке подвергались пакеты пластин, составленные только из 09Г2С. Для получения соединений 09Г2С + 09Г2С и 09Г2С + 40Х выполнялся нагрев пакета из 8-ми пластин (в случае композита с чередованием 09Г2С + 40Х) в кузнечном горне, с дальнейшей ковкой с помощью пневматического молота модели MB4127 с температурой началаковки 1523 К и окончания 1123 К. При этом температуру начала и концаковки контролировали с помощью инфракрасного термометра модели DT-8859.

РКУП выполнялось в специальной оснастке с углом пересечения каналов 120° с помощью гидравлического прессы «ПСУ 125» типа ЗИМ с максимальным усилием 1250 кН. РКУ-прессование слоистого композита 09Г2С + 40Х в один проход выполнялось параллельно плоскости слоев при температуре 823 К.

Для определения предела пропорциональности выполняли одноосное сжатие цилиндрических образцов размером $\varnothing 10 \times 12$ мм из стальных соединений на универсальной испытательной машине Zwick/Roell-Z600 (Германия) с максимальным усилием 60 кН при скорости движения траверсы $8,33 \cdot 10^{-6}$ м·с⁻¹. При этом сжатие образцов выполняли в направлении параллельном слоям слоистого стального материала до 25 % деформации. Для уменьшения силы трения между образцом и опорами испытательной машины торцы образцов смазывали.

Исследования показали, что РКУП в один проход при температуре 823 К обеспечило повышение $\sigma_{пц}$ для соединения 09Г2С + 09Г2С (631 ± 65 МПа; $d = 4,9 \pm 0,5$ мкм) в 1,7 раз в сравнении с материалом матрицы 09Г2С (364 ± 40 МПа; $d = 7,8 \pm 0,5$ мкм), а для слоистого стального композита 09Г2С + 40Х (657 ± 65 МПа; 09Г2С: $d = 3,5 \pm 0,5$ мкм, 40Х: $d = 4,2 \pm 0,5$ мкм, граница шириной $4,3 \pm 0,5$ мкм: $d = 5,0 \pm 0,5$ мкм) в 1,8 раз относительно 09Г2С.

Исследование проведено в рамках проекта FWRS-2024-0035 Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова Программы фундаментальных исследований Сибирского отделения РАН с использованием научного оборудования ЦКП ФИЦ ЯНЦ СО РАН.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. М.М. Сибиряков, А.М. Иванов, А.С. Сыромятникова, С.С. Ващенко, К.В. Степанова. Получение стального слоистого композиционного материала. С. 125 / Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума, Витебск, 25-29 августа 2025 г. / под ред. Рубаника В.В. – Минск: ИВЦ Минфина, 2025. - 299 с.

КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Mg-1%ZN-0,2%CA, ПОДВЕРГНУТОГО КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ МЕТОДОМ РКУП-ЭКСТРУЗИЯ

Худододова Г.Д.^{1*}, Исламгалиев Р.К.¹, Валиев Р.З., Ebrahimi R.²

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Ширазский университет, Шираз, Иран

*Khudododova.gd@gmail.com

За последние 20 лет была проделана большая работа по разработке новых биоразлагаемых магниевых сплавов, которые можно использовать в имплантатах для фиксации костей. Благодаря недавним достижениям в материаловедении, позволившим использовать перспективные материалы [1], медицина быстро продвинулась в создании биологических имплантатов, которые являются нетоксичными, биорастворимыми и совместимыми с человеческим организмом. Из всех изученных сплавов магниевые сплавы обладают значительными преимуществами перед другими растворимыми материалами [2]. Плотность и модуль Юнга магниевых сплавов сопоставимы с человеческой костью, что делает их практически идеальными конструкционными материалами, предназначенными для изготовления медицинских имплантатов [1]. Однако у чистого магния есть недостатки, такие как невысокая прочность и пониженная коррозионная стойкость. Для улучшения свойств магниевых сплавов можно использовать различные методы обработки, такие как легирование, термообработка, нанесение покрытий и интенсивная пластическая деформация (ИПД)

В данной работе была проведена комбинированная обработка сплава Mg-1%Zn-0.2%Ca методом РКУП+Экструзия для улучшения механических свойств и коррозионного поведения путем измельчения зеренной структуры [3]. Исследование коррозионных свойств проводили известным гравиметрическим методом, погружая образцы полностью в раствор Рингера (состав: 8,6 г/л – NaCl; 0,3 г/л – KCl; 0,25 г/л – CaCl₂, физраствор pH 7) с выдержкой при температуре 37 °С. Микротвердость (HV) измеряли методом Виккерса на приборе Micromet 5101 с нагрузкой 50 г и временем выдержки 10 с.

В исходном состоянии микротвёрдость образцов составляла $56,1 \pm 3$ HV. После деформации комбинированным методом РКУП+Экструзия микротвёрдость увеличилась до $86,3 \pm 4$ HV (Рисунок 1а). Дальнейшая обработка комбинированным методом РКУП+Экструзия с дополнительным отжигом при 175 °С в течение 30 минут привела к незначительному уменьшению микротвёрдости до $82,8 \pm 4$ HV (Рисунок 1а). Следует отметить, что увеличение микротвёрдости после деформации комбинированным методом в сочетании с дополнительным отжигом сопровождалось снижением скорости коррозии с 4,8 мм/год до 0,9 мм/год (Рисунок 1б). Причиной снижения скорости коррозии после дополнительного отжига являлось уменьшение внутренних напряжений на границах зерен и вблизи дисперсных частиц, создающих гальванические пары с матрицей.

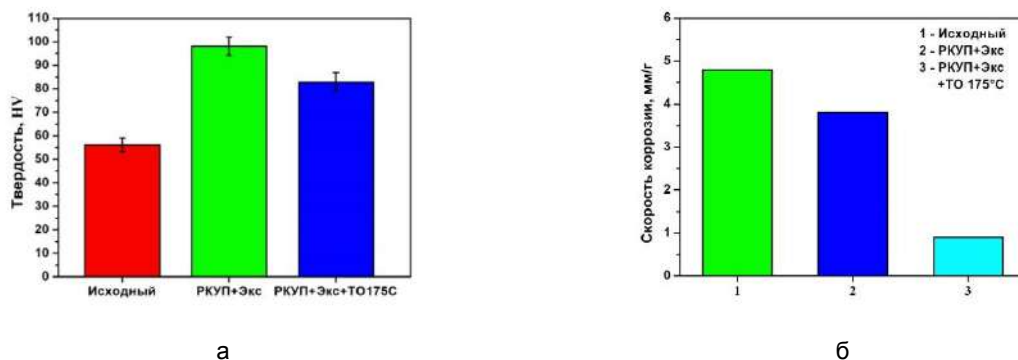


Рисунок 1 – Твердость по Виккерсу (а) и (б) скорость выдержки в растворе Рингера в течение 30 дней

Таким образом, показано, что применение комбинированной обработки методом РКУП+Экструзия с дополнительным термическим отжигом при 175 °С позволяет увеличить микротвёрдость образцов до 82 HV с одновременным снижением скорости коррозии до 0,9 мм/год, что позволяет получать образцы, соответствующие требованиям к биорастворимым медицинским имплантатам.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 24-43-20015) с российской стороны и Национального научного фонда Ирана (INSF) (проект № 4021954) с иранской стороны.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. W.H. El-Garaihy, A.I. Alateyah, M.O. Alawad, T.A. Aljohani. In Improving the Corrosion Behavior and Mechanical Properties of Biodegradable Mg-Zn-Zr Alloys Through ECAP for Usage in Biomedical Applications // BT - Magnesium Technology 2022. 259–269.
2. A.I. Alateyah et al. Improved corrosion behavior of AZ31 alloy through ECAP processing // Metals. 2021.
3. O.B. Kulyasova, G.D. Khudododova, G.S. Dyakonov, Y. Zheng, R.Z. Valiev. Effect of Microstructure Refinement on the Corrosion Behavior of the Bioresorbable Mg-1Zn-0.2Ca and Mg-1Ca Alloys // Materials 2022. 15. #6749.

ИЗМЕНЕНИЕ СТАТИСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ FeMnSi ПОСЛЕ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ

Волков А.Е.^{1*}, Черняева Е.В.¹, Казаринов Н.А.², Волкова Н.А.³

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

²Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

³Санкт-Петербургский Государственный Технологический Институт (технический университет), Санкт-Петербург, Россия

* a.volkov@spbu.ru

Рассчитаны статистические характеристики сигналов акустической эмиссии (АЭ), полученных при индентировании образцов из сплава Fe–18%Mn–2%Si–2%V–0,4%C (масс.%) до и после усталостных испытаний, в ходе которых образцы подвергали циклическому изменению напряжения от $\sigma = 0$ до максимального значения $\sigma_{\max}$ с частотой 30 – 50 Гц. В результате испытаний с максимальным напряжением в цикле $\sigma_{\max} = 800$ МПа образцы разрушались после 20 – 22 тысяч циклов. Контрольные и испытанные образцы индентировали в различных областях рабочей части, регистрируя генерируемые при этом сигналы АЭ. Для механических колебаний (сигналов), преобразованных датчиком в электрические, вычисляли различные статистические характеристики, как во временной области – длительности сигналов, суммарные вариации, длительности участков монотонности, распределения по величине скачков электрического напряжения, показатель Хёрста – так и в частотной области – спектральную плотность мощности, медианную частоту, энергию, фрактальную размерность спектра. В качестве расстояния между сигналами использовали различающую энтропию Реньи, на основании которой из всего множества сигналов выделяли две наиболее представительные группы, для каждой из которых рассчитывали усредненный спектр и усредненные статистические характеристики. Для сравнения сигналов, полученных на испытанных и контрольных образцах, отмечали положения различных сигналов на плоскостях с координатами в виде различных факторов (характеристик) сигналов, а также вычисляли различающие информации Реньи спектров и строили сравнительные диаграммы спектров, позволяющие исключить линейные искажения, вносимые датчиками.

Проведенные исследования показали, что наиболее информативными характеристиками сигналов АЭ являются суммарная вариация сигнала, энергия, медианная частота спектра и фрактальная размерность спектра. Сравнение этих характеристик, полученных на испытанных и контрольных образцах, показало, что в результате испытаний происходит снижение суммарной вариации сигналов и фрактальной размерности спектров, а медианная частота спектров для сигналов одной из групп снижается, а для другой – возрастает. Сравнительные диаграммы спектров также позволяют зафиксировать изменения сигналов, происходящие в результате усталостных испытаний.

Исследование проведено при финансовой поддержке Санкт-Петербургского государственного университета (проект 116636233).

УПРАВЛЕНИЕ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ Co-SnO₂: ВЛИЯНИЕ ДОПИРОВАНИЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ОЧИСТКИ ВОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ВИДИМОГО СВЕТА

Подурец А.А.^{*}, Агапов И.В.

Институт химии СПбГУ, Санкт-Петербург

**anastasiia.podurets@gmail.com*

Рост антропогенной нагрузки и дефицит пресной воды требуют разработки эффективных технологий очистки сточных вод. Традиционные методы часто оказываются недостаточно эффективными при удалении устойчивых органических загрязнителей. В этой связи современной альтернативой является технология фотокатализа с использованием допированных наночастиц на основе SnO₂, что делает возможным использование источников видимого света и способствует снижению энергозатрат.

Влияние двухвалентных 3d-ионов на свойства SnO₂ изучено достаточно широко, однако данные о допировании ионами Co²⁺ остаются ограниченными, несмотря на перспективные результаты при очистке модельных систем. Радиус Co²⁺ (74,5 пм) превышает Sn⁴⁺ (69 пм), что при замещении в кристаллической решетке способствует снижению дефектов, что в свою очередь снижает вероятность рекомбинации носителей заряда. В связи с этим целью работы является установление взаимосвязи между условиями синтеза, структурными и морфологическими параметрами и фотокаталитической активностью наночастиц Co-SnO₂.

Сферические наночастицы с концентрацией допанта 20 мол.% были синтезированы методом соосаждения в кислой среде. Для управления структурными параметрами использовали два подхода к введению исходных реагентов. Морфологические характеристики дополнительно варьировали с помощью постсинтетической термической обработки при 500 °С с различной продолжительностью выдержки. Результаты, полученные комплексом физико-химических методов, показали, что во всех образцах формируется основная фаза типа рутила, а степень окисления допанта Co²⁺ сохраняется в ходе синтеза.

Для верификации положения ионов допанта в структуре SnO₂ предложен подход, основанный на комбинации данных спектроскопии поглощения/отражения и результатов квантово-химических расчетов зонной структуры и распределения электронных состояний.

Фотокаталитическую активность наночастиц тестировали на реакции фотодегradации модельного красителя метиленового голубого под воздействием коммерчески доступной лампы видимого света ОНЛАЙТ. Проведён комплексный анализ, включающий кинетику темновой адсорбции и фотокатализа, тест на улавливание активных форм (scavenger test) и определение общего органического углерода (ТОС) исследуемого раствора. Взаимодействие красителя с поверхностью катализатора оценивали расчетными методами. Наиболее эффективные образцы обеспечивали до 90 % разложения за 60 мин, что демонстрирует потенциал Co-SnO₂ как фотокатализатора для очистки сточных вод.

Благодарности

Исследования были проведены на базе ресурсных центров «Вычислительный центр», «Инновационные технологии композитных материалов», «Магнитно-резонансные методы исследования», «Методы анализа состава и вещества», «Нанотехнологии», «Оптические и лазерные методы исследования», «Рентгенодифракционные методы исследования», «Физические методы исследования поверхности», «Центр диагностики функциональных материалов для медицины, фармакологии и наноэлектроники» Научного парка СПбГУ.

ВЛИЯНИЕ ДОПИРОВАНИЯ (Cr^{3+} , Fe^{3+} , Al^{3+}) НА ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦ SnO_2

Подурец А.А.* , Агапов И.В., Маркарян А.А., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г.,
Вознесенский М.А., Осмоловская О.М.

Институт химии СПбГУ, Санкт-Петербург

**anastasiia.podurets@gmail.com*

Рост требований к экологической безопасности и эффективности водоочистки стимулирует поиск новых подходов к удалению токсичных соединений из сточных вод. Одним из перспективных направлений является фотокатализ с использованием наночастиц SnO_2 , допированных ионами переходных металлов.

Несмотря на то, что влияние двухвалентных ионов, таких как Ni^{2+} , Cu^{2+} и Co^{2+} , на свойства SnO_2 изучено достаточно подробно, данные о допировании трёхвалентными ионами остаются ограниченными. В настоящей работе в качестве допантов выбраны Cr^{3+} , Fe^{3+} , Al^{3+} , что обусловлено их кристаллохимическими особенностями. Меньший ионный радиус (53.5 – 64.5 пм) по сравнению с Sn^{4+} (69 пм) способствует возникновению кислородных вакансий при изоморфном замещении в кристаллической решётке SnO_2 . Такие дефекты формируют донорные центры, участвующие в захвате и транспорте носителей заряда, что потенциально позволяет регулировать фотокаталитическую активность материала.

Целью настоящей работы является выявление закономерностей формирования структурных и морфологических характеристик допированных наночастиц SnO_2 в зависимости от условий синтеза.

Сферические наночастицы с концентрацией допанта 11 и 33 мол.% были синтезированы методом соосаждения в кислой и нейтральной средах. Для управления структурными параметрами использовали два подхода к введению исходных реагентов: одновременный (SIM) и последовательный (SEQ). По данным физико-химического исследования все образцы представляют собой поликристаллические сферы диаметром не более 5 нм и фазой типа рутил. Проведена оценка структурных параметров, таких как количество кислородных вакансий и дефектов с помощью спектров РФЭС O1s и данных КР-спектроскопии, соответственно.

Положения допантов в кристаллической структуре SnO_2 верифицированы с помощью оригинального подхода, основанного на детальном исследовании спектров поглощения и диффузного отражения в комбинации с результатами квантово-химического моделирования зонной структуры.

Фотокаталитическое тестирование проведено с использованием красителя метиленового синего (MB) под воздействием коммерчески доступной лампы видимого света ОНЛАЙТ. Для оптимальных образцов проведен комплексный анализ, включающий кинетику темновой адсорбции и фотокатализа, scavenger test и total organic carbon. Взаимодействие MB с поверхностью наночастиц оценивали расчетными методами. За 60 минут удалось достичь практически полного разложения красителя (96 %), что подтверждает перспективность использования допированных наночастиц SnO_2 в качестве фотокатализатора для очистки сточных вод.

Благодарности

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-73-00197, <https://rscf.ru/project/25-73-00197/>. Исследования были проведены на базе ресурсных центров «Вычислительный центр», «Инновационные технологии композитных материалов», «Магнитно-резонансные методы исследования», «Методы анализа состава и вещества», «Нанотехнологии», «Оптические и лазерные методы исследования», «Рентгенодифракционные методы исследования», «Физические методы исследования поверхности», «Центр диагностики функциональных материалов для медицины, фармакологии и наноэлектроники» Научного парка СПбГУ.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ НИКЕЛИДА ТИТАНА В РЕЗУЛЬТАТЕ АВС-ПРЕССОВАНИЯ

Комаров В.С.^{1,2}, Карелин Р.Д.^{1,2}, Черкасов В.В.², Хмелевская И.Ю.²,
Юсупов В.С.¹, Андреев В.А.¹, Прокошкин С.Д.²

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

²Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия

vickomarov@gmail.com

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе TiNi широко применяются в высокотехнологичных отраслях, при этом с каждым годом к их функциональным характеристикам предъявляются всё более жёсткие требования. АВС-прессование в интервале температур протекания процессов динамической полигонизации является перспективным методом формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры с целью повышения функциональных характеристик.

В данной работе образцы заэкваторного по никелю СПФ TiNi подвергались авс-прессованию при температурах 300, 400 и 500 °С. Степень истинной деформации при каждом сжатии составляла $\epsilon = 0,7$, скорость деформации составляла 1 с^{-1} .

АВС-прессование при накоплении $\epsilon = 2,1$ обеспечило формирование УМЗ структуры с уменьшением среднего размера элементов от 50 мкм (после контрольной обработки) до 190–265 нм. После первого акта деформации при 300 °С в объёме образца формировались множественные полосы деформации шириной от сотен нанометров до единиц микрометров; чёткая зеренно-субзеренная структура не была идентифицирована, плотность дислокаций существенно возрастала. После трёх актов деформации ($\Sigma = 2,1$) наблюдалось значительное измельчение структуры – структурные элементы приобретали преимущественно равноосную форму, что объясняется неоднократной сменой оси деформации. Снижение температуры деформации с 500 до 300 °С сопровождалось ростом напряжения течения с 830 до 1180 МПа и увеличением твёрдости с 190 до 280 HV. Фазовый состав после деформации представлен В2-аустенитом и R-фазой; при 400 °С обнаружены наноразмерные выделения Ti_3Ni_4 , формирующиеся в процессе динамического старения и ограничивающие рост зёрен.

Установлено, что формирование УМЗ-структуры обеспечивает значительное повышение уровня максимальной полностью обратимой деформации — с 4 % (после контрольной обработки) до 11,4 % (300 °С, $\epsilon = 2,1$). Степень накопленной деформации оказывала более выраженное влияние на данную характеристику, чем температура, что объясняется формированием равноосной структуры при многократной смене оси деформации и, как следствие, более равномерным распределением внутренних напряжений при протекании мартенситного превращения.

Таким образом, АВС-прессование заэкваторного по никелю СПФ TiNi при температурах 300–500 °С и накоплении степени истинной деформации не менее $\epsilon = 2,1$ является эффективным инструментом формирования УМЗ структуры с размером элементов 190–265 нм. Достигнутые значения полностью обратимой деформации (до 11,4 %) сопоставимы с лучшими результатами для СПФ TiNi, что подтверждает перспективность рассматриваемой схемы деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках проекта № 24-79-10332, <https://rscf.ru/project/24-79-10332/>.

ВЛИЯНИЕ МИКРОДОБАВОК БОРА НА ХАРАКТЕР РАСПАДА МАРТЕНСИТА В СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЯХ, ИСПОЛЗУЕМЫХ В УСЛОВИЯХ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР

Алексеев А.А.^{1*}, Колмаков А.Г.²

¹Тульский государственный университет, Тула, Россия

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

*ant.suv-tula@mail.ru

К современному машиностроительному крепежу, предназначенному для работы в условиях севера, предъявляются повышенные требования по надежности и долговечности. Борсодержащие стали рассматриваются в настоящее время как перспективный материал для крепежных изделий. Эти стали характеризуются хорошей прокаливаемостью и после термической обработки обладают прочностными свойствами на уровне хромистых сталей при более высоких показателях пластичности и ударной вязкости в условиях отрицательных температур.

В настоящее время известно, что интенсивность и масштабы перераспределения бора при низком отпуске обусловлены характером исходного распределения бора в закаленной стали, которое, в свою очередь, зависит от содержания бора, температуры аустенизации и скорости охлаждения при закалке [1, 2].

В связи с этим были проведены исследования динамики изменения структуры и микротвердости наиболее часто используемых конструкционных борсодержащих сталей 20Г2Р, 30ХРА и 50РА в процессе вылеживания после закалки. Термическую обработку проводили по режимам, включающим закалку от 860 и 1050 °С в 10 %-й водном растворе NaCl с изотермической выдержкой 30 мин и последующим вылеживанием при комнатной температуре.

На рисунке 1 показана зависимость изменения микротвердости стали 30ХРА от времени вылеживания после закалки от 860 °С.

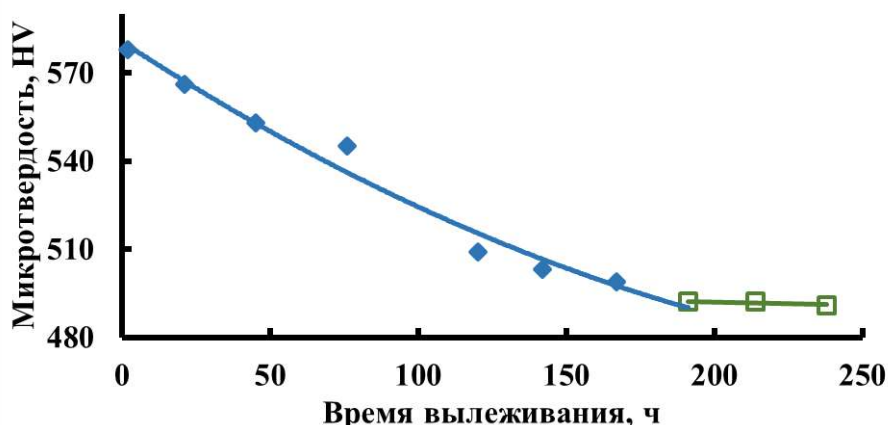


Рисунок 1 - Зависимость изменения микротвердости от времени вылеживания для стали 30ХРА после закалки от 860 °С

Из рисунка видно, что в процессе вылеживания в мартенсите закалки, являющимся термодинамически нестабильной структурой, происходит самоотпуск (т.е. перераспределение углерода в пересыщенном твердом растворе), переводящий структуру в более стабильное состояние. Уменьшение твердости свежезакаленных образцов по мере вылеживания происходит в два этапа. При этом интенсивность распада мартенсита больше на первом этапе и тем больше, чем выше скорость охлаждения при закалке. На втором этапе распад протекает крайне медленно.

При закалке стали 30ХРА от температуры 1050 °С частицы боридов железа растворяются и весь бор оказывается в пересыщенном твердом растворе. Бор конкурирует с углеродом за занятие дефектных (энергетически более выгодных) позиций кристаллической решетки при распаде мартенсита. При этом степень сегрегации при одинаковой скорости охлаждения при закалке тем больше, чем выше

содержания углерода в стали, что надежно подтверждено автораддиографическим экспериментом. Это способствует тому, что в пересыщенном твердом растворе углерода остается больше, вследствие чего появляется площадка устойчивости против распада (рисунок 2). Для всех исследованных борсодержащих сталей были получены аналогичные результаты.

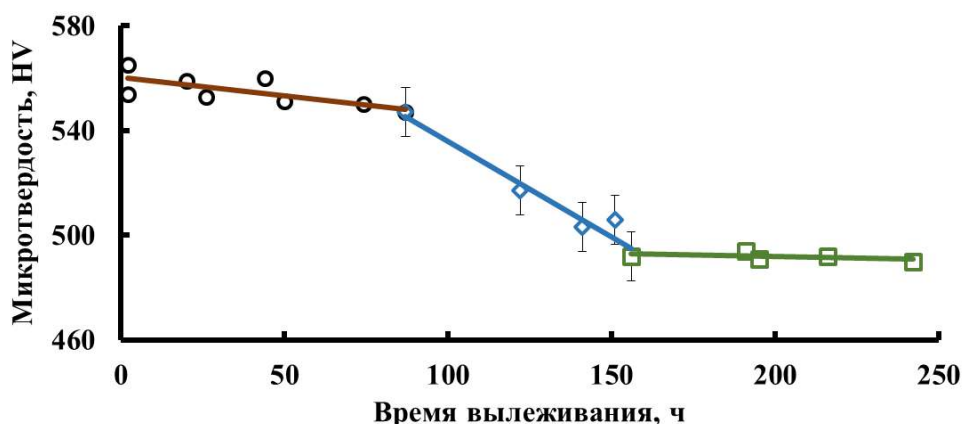


Рисунок 2 - Зависимость изменения микротвердости от времени вылеживания для стали 30ХРА после закалки от 1050 °С

Также выявлено, что повышение количества углерода в составе борсодержащих сталей приводит к уменьшению продолжительности площадки устойчивости против распада, вследствие ускорения сегрегации бора на структурных дефектах и, соответственно, наблюдается дальнейшее уменьшение микротвердости на первом этапе распада.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сорокин А.А., Палагин Ю.М., Семенов В.В., Москвина Т.П. Опыт АО "БЕЛЗАН" в производстве крепежа из борсодержащих сталей // *Сталь*. 2020. № 10. С. 45-47.
2. Бабенко А.А., Жучков В.И., Акбердин А.А., Сычев А.В., Ким А.С. Исследование влияния прямого микролегирования конструкционных сталей бором на их структуру и механические свойства // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2020. Т. 63. № 9. С. 716-720.

РАЗРАБОТКА АЛГОРИТМА МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ С ВОЗМОЖНОСТЬЮ ЦИФРОВОЙ ОБРАБОТКИ РЕЗУЛЬТАТОВ

Терегулова А.А.¹, Ишмухаметова Г.М.²

¹АО «НПО «Обуховский завод», Санкт-Петербург, Россия

²ФГБОУ ВО Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

*ter.adelya@gmail.com

Современные тенденции, направленные на повышение качества продукции, приобретают все большее значение. Автоматизация производственных процессов охватывает как технологическое оборудование, так и внедрение систем машинного зрения, роботизированных комплексов и других цифровых решений. Несмотря на высокий уровень развития технологий, вопросы хранения и анализа результатов исследований по-прежнему во многих случаях с использованием традиционных подходов [1].

Как правило, обработка и анализ полученных результатов выполняются лишь в случае возникновения критических ситуаций для выявления закономерностей посредством ручной обработки данных. Для обеспечения прослеживаемости несоответствий установленным требованиям необходимо создание электронной базы данных, обладающей возможностью интеллектуальной обработки информации. Данная задача является актуальной, однако в условиях машиностроительного предприятия ее реализация требует времени и поэтапного подхода. В первую очередь необходимо провести анализ существующей системы лабораторного контроля и разработать четкий алгоритм работы лаборатории металлографии, позволяющий на этапе входного контроля выявлять несоответствия, обусловленные действиями смежных подразделений и особенностями технологического процесса [2].

Целью работы является проведение лабораторного контроля согласно разработанному алгоритму, выполнение сравнительного анализа образцов болтов после двух видов обработки резьбы, формирование электронной базы данных для накопления статистической информации, а также оценка эффективности применения алгоритма и возможности его дальнейшей интеграции в интеллектуальную систему.

На текущем этапе разработанный алгоритм включает семь последовательных уровней: оценку входного контроля; оценку состояния микроструктуры; оценку неудовлетворительного показателя микроструктуры; оценку результатов после дополнительных исследований; оценку выявленного технологического фактора; оценку результатов исследования; внесение результатов в базу данных лаборатории [3]. Металлографические исследования проводились на образцах болтов из марки стали 40Х типоразмера М16 категории прочности 8.8, изготовленные методами накатки и нарезания резьбы. Для анализа микроструктуры использовался оптический микроскоп Leica DMI8, измерение твердости DuraScan-20. Испытания на стойкость к питтинговой коррозии проводились в агрессивной среде трихлорида железа в соответствии с ГОСТ 9.912-89 в течение 24 часов [4].

Исследование, проведенное в рамках разработанного алгоритма, показало отсутствие отклонений по химическому составу, механическим свойствам и содержанию неметаллических включений. При сравнительном анализе установлены различия в структуре образцов в зависимости от способа формирования резьбы. В образцах после накатки формируется ориентированное волокно, повторяющее профиль резьбы, а также вытянутые зерна в зонах наибольшей деформации во впадинах зубьев (Рисунок 1 а, б). Результаты измерения микротвердости показали наличие градиента значений в образцах после накатки: от 425 HV с поверхностной зоны (т. В₁) до 385 HV основного металла (т. В₇). В образцах после нарезания резьбы выраженный градиент твердости отсутствует, а волокно нарушено (Рисунок 1 в) [5].

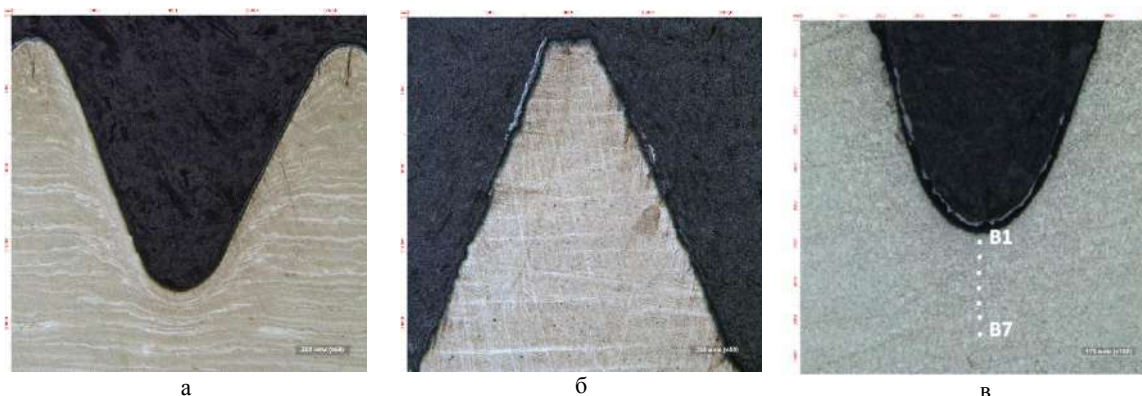


Рисунок 1 — Микроструктура образцов болта М16 стали: а) после накатки, $\times 50$; б) после нарезки, $\times 50$; в) зона замера микротвёрдости после накатки В₁ – В₇, $\times 100$

По результатам коррозионных испытаний установлено, что после 5 часов воздействия агрессивной среды в образцах после нарезания резьбы наблюдается более интенсивное развитие питтинговой коррозии, преимущественно в зонах нарушения волокна. В образцах после накатки локальные разрушения выражены в меньшей степени и сосредоточены в зонах повышенной деформации (впадины зубьев) (Рисунок 2).

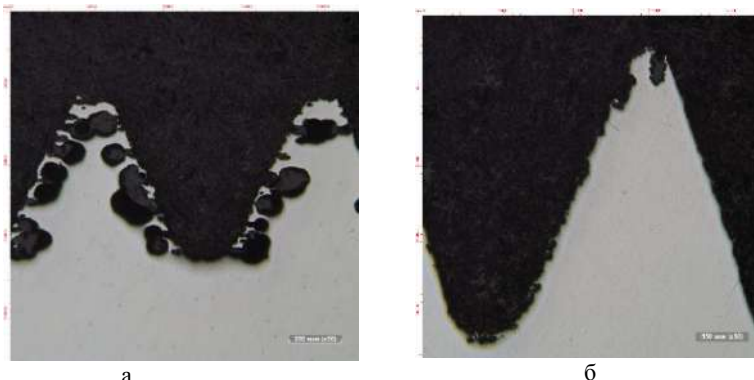


Рисунок 2 — Микроструктура образцов болта М16 стали после питтинговой коррозии: а) после нарезки, $\times 50$; б) после накатки, $\times 50$

Полученные результаты свидетельствуют о различиях в структуре и эксплуатационных свойствах изделий, изготовленных по разным технологическим схемам. Болты, полученные методом накатки резьбы, обладают более устойчивой структурой, повышенными прочностными характеристиками и меньшей склонностью к питтинговой коррозии по сравнению с изделиями после нарезания.

Результаты исследований, включая данные по химическому составу, механическим свойствам, микротвёрдости, коррозионным испытаниям и металлографическому анализу были занесены в электронную базу лаборатории металлографии с последующей возможностью их систематизации и статистической обработки. В перспективе предусмотрена интеграция накопленных данных в интеллектуальную систему для автоматизированного анализа и поддержки принятия решений. Анализ применения разработанного алгоритма показал повышение эффективности проведения исследований, выражающееся в сокращении времени обработки результатов, упорядочивании данных и повышении качества их интерпретации.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. М.А. Решетов, С.В. Александрова. Применение искусственного интеллекта для прогнозирования дефектности продукции // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2025. № 5. С. 125-135.

2. Г.В. Рыбина, Ю.М. Блохин. Методы и программные средства интеллектуального планирования для построения интегрированных экспертных систем// Искусственный интеллект и принятие решений. 2018. № 1.
3. А.А. Терегулова. Обеспечение качества термически обработанных деталей. Системный подход // Радионавигация и время: Труды СЗРЦ Концерна ВКО «Алмаз-Антей». 2025. № 18.
4. ГОСТ 9.912–89 (СТ СЭВ 6446–88). Единая система защиты от коррозии и старения. Стали и сплавы коррозионностойкие // Методы ускоренных испытаний на стойкость к питтинговой коррозии. — М.: Издательство стандартов. 1989.
5. V. Panchuk, O. R Onysko, K. Kotwica, C. Barz Prediction of the Accuracy of the Tapered Thread Profile // Journal of Engineering Sciences. 2021. V. 8.

ПЛЕНКИ ТИТАНАТА СТРОНЦИЯ ДЛЯ СВЧ ПРИМЕНЕНИЙ. СТРУКТУРА И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.

Тумаркин А.В.^{1*}, Богдан А.¹, Карамов А.Р.¹, Сапего Е.Н.¹, Корепанов О.А.¹

¹Санкт-Петербургский государственный университет «ЛЭТИ» имени В. И. Ульянова (Ленина), Санкт-Петербург, Россия

*avtumarkin@yandex.ru

Сегнетоэлектрические (СЭ) материалы представляют интерес для СВЧ электроники благодаря своей аномально высокой диэлектрической проницаемости. Нелинейная зависимость СЭ от внешнего электрического поля позволяет реализовать СВЧ-устройства с электрически управляемыми характеристиками, такими как варакторы, фазовращатели, перестраиваемые фильтры, линии задержки, фазированные антенные решетки и т. д. [34–36]. Для практических приложений первостепенную роль играют две характеристики СЭ СВЧ элементов, определяемые свойствами материала: управляемость, т. е. масштаб изменения диэлектрической проницаемости под действием внешнего поля; СВЧ потери элемента, которые включают потери в сегнетоэлектрике и в электродах и, в зависимости от частоты, определяют затухание сигнала при изменении диэлектрической проницаемости. Природа сегнетоэлектрических материалов такова, что эти характеристики взаимосвязаны, и увеличение управляемости сегнетоэлектрического устройства, как правило, приводит к увеличению потерь. Таким образом, поиск нелинейных диэлектриков, обладающих приемлемой управляемостью с низкими СВЧ потерями, является актуальной задачей.

В качестве альтернативы титанату бария-стронция, наиболее изученному сегнетоэлектрику для СВЧ применений, мы рассматриваем чистый титанат стронция SrTiO_3 (STO). Потенциальные преимущества STO перед BST на СВЧ заключаются в следующем: (а) значительно более высокая добротность, определяемая отсутствием спонтанно поляризованных областей; (б) быстрая реакция материала на внешние воздействия благодаря минимальному количеству структурных дефектов; (с) температурная стабильность, благодаря параэлектрическому состоянию STO вплоть до криогенных температур. Сложностью при попытках использования пленочного титаната стронция для СВЧ приложений является получение пленок с приемлемым уровнем изменения диэлектрической проницаемости под воздействием управляющего поля при комнатной температуре. Для малосигнальных приложений эта проблема решается использованием плоскопараллельной конструкции емкостного элемента за счет уменьшения размера зазора конденсатора и, следовательно, увеличения величины управляющего поля. К недостаткам плоскопараллельных ёмкостных элементов относятся ограничения по обработке сигналов высокой мощности, технологические сложности реализации многослойных структур с нижним проводящим электродом с малыми потерями, а также трудности реализации больших номиналов ёмкостей. Эти недостатки не характерны для планарных структур на диэлектрической подложке – они позволяют реализовать недорогие распределённые структуры для диапазонов частот свыше 30 ГГц и ёмкостные элементы для мощных приложений. В любом случае, высокие нелинейные свойства и добротность STO элементов напрямую связаны со структурным совершенством плёнок.

С точки зрения СВЧ применений рост ориентированных пленок STO на поликристаллических подложках из Al_2O_3 (оксид алюминия) представляет большой интерес, благодаря их механическим и СВЧ свойствам, сопоставимым с монокристаллическим сапфиром, но при существенно более низкой стоимости подложки. Поэтому целью данной работы является исследование процессов роста пленок STO в зависимости от технологических условий для получения высококачественных слоев на диэлектрической подложке из оксида алюминия, а также исследование структурных свойств пленок и электрических характеристик планарных емкостных элементов на их основе для последующего использования в перестраиваемых СВЧ устройствах.

Тонкие пленки титаната стронция были получены на подложках из оксида алюминия методом радиочастотного магнетронного распыления. Керамическая мишень стехиометрического состава SrTiO_3 диаметром 3" была изготовлена из смеси предварительно синтезированных химически чистых порошков SrCO_3 и TiO_2 («Феррит-Домен», Санкт-Петербург, Россия). Синтез пленок проводился при температуре подложки $T_s = 600\text{--}900^\circ\text{C}$. В качестве рабочего газа при осаждении использовалась смесь $\text{Ar}:\text{O}_2$ в различных соотношениях. Время осаждения пленок толщиной 500 нм составляло от 2 до 6.5 ч в зависимости от состава и давления рабочего газа, а давление в рабочей камере при осаждении – от 3 до 10 Па.

Кристаллическую структуру и фазовый состав пленок контролировали методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре ДРОН-6 ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$). Элементный состав и распределение элементов по поверхности образцов изучались методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) в режиме низкого вакуума на сканирующем электронном микроскопе SM-32 Melytec. Морфологию поверхности и шероховатость пленок исследовали методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на атомно-силовом микроскопе NTEGRA, работающем в полуконтактном режиме.

Электрические свойства пленок STO исследовались на планарных конденсаторах с шириной зазора 5 мкм. Медные электроды наносились методом термического осаждения с использованием адгезионного хромового подслоя с последующей литографией и химическим травлением. Измерения емкости C и добротности $Q = 1/\tan \delta$ конденсаторов проводились на частоте $f = 2 \text{ ГГц}$ с использованием полуволнового полоскового резонатора и векторного анализатора HP 8719C. Конструкция резонатора обеспечивает ненагруженную добротность 1000, что обеспечивает точность измерения емкости и добротности 1 и 5% соответственно. К обкладкам конденсатора прикладывалось управляющее напряжение до 300 В, что обеспечивало напряженность поля в зазоре конденсатора до 60 В/мкм. Управляемость конденсаторов рассчитывалась как отношение емкостей при нулевом и максимальном приложенном управляющем напряжении $n = C(0 \text{ В})/C(U_{\text{max}})$ в отн. ед., а также как $n = (C_{\text{max}} - C_{\text{min}})/C_{\text{max}}$, %. Параметр времени релаксации $\Delta C/C_0$ оценивался как отношение емкости конденсатора через 100 мс после снятия управляющего напряжения к исходной емкости при нулевом напряжении смещения с точностью измерения 2%. Для каждого исследуемого образца измерялось 5 конденсаторов, после чего усреднялись значения емкости, добротности и времени релаксации. Оптимальное сочетание взаимосвязанных нелинейности и потерь конденсатора определялось с помощью коммутационного фактора качества CQF.

В результате определены следующие критические важные факторы, влияющие на структуру и электрофизические свойства пленок.

Состав рабочего газа существенно влияет на кристаллическую структуру исследуемых пленок. В пленке, полученной в чистом кислороде, параметр элементарной ячейки a соответствует параметру объемного кристалла. При уменьшении содержания кислорода в газовой смеси наблюдается значительный сдвиг угловых положений рентгеновских рефлексов в сторону меньших углов, обусловленный деформацией кристаллической структуры. С увеличением содержания аргона в газовой смеси шероховатость поверхности и размеры зерна уменьшаются, плотность их упаковки возрастает. Наилучшим составом рабочего газа по критерию фазового состава является состав $\text{Ar}:\text{O}_2 = 80/20$.

Температура подложки в диапазоне $600\text{--}900^\circ\text{C}$ оказывает фазообразующее влияние на формируемую пленку. Осаждение пленок при низких температурах приводит к образованию поликристаллической сильно деформированной структуры без явно выраженной ориентации кристалла. С повышением температуры подложки пленки титаната стронция проявляют более упорядоченную структуру, ориентированную в направлении $(h00)$. Наилучшие электрические характеристики проявляют конденсаторы на основе пленки, осажденной при температуре 900°C . Причиной улучшений является преимущественно ориентированная $(h00)$ структура высокотемпературной пленки и уменьшение деформаций элементарной ячейки.

Давление рабочего газа в процессе осаждения, помимо скорости роста, оказывает прямое влияние на структурное качество пленки. С повышением давления

от 3 до 10 Па сокращается количество структурных дефектов (параметр α стремится к значению монокристалла), снижается шероховатость поверхности и растет плотность упаковки кристаллитов. Конденсатор на основе пленки, осажденной при давлении 10 Па, демонстрирует управляемость 1.65 при приложении управляющего поля напряженностью 60 В/мкм при добротности > 115 отн. ед. на частоте 2 ГГц, что сопровождается параметром релаксации менее 4%. Этот результат выглядит многообещающим в сравнении с опубликованными сегодня данными.

Исследование выполнено при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации (проект Госзадание № 075-01438-22-07 FSEE-2025-0010).

КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНАТА БАРИЯ ДЛЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИ УПРАВЛЯЕМЫХ ПРИМЕНЕНИЙ

Сапего Е.Н.¹, Цыганкова Д.И.¹, Тумаркин А.В.^{1*}, Синельщикова О.Ю.^{1,2},
Тюрнина Н.Г.², Тюрнина З.Г.^{1,2}

¹Санкт-Петербургский государственный университет «ЛЭТИ»
имени В. И. Ульянова (Ленина), Санкт-Петербург, Россия

²Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова Российской академии наук
(ИХС РАН), Санкт-Петербург, Россия

*avtumarkin@yandex.ru

Сегодня конструирование телекоммуникационных СВЧ систем ведется, в основном, на базе полупроводниковой и ферритовой элементной базы. Однако, возможности полупроводниковых элементов ограничены для высокомошных применений, когда в них возникают паразитные нелинейные эффекты, приводящие к деградации характеристик устройств. С другой стороны, мощные ферритовые СВЧ устройства демонстрируют низкое быстродействие и высокое энергопотребление, что ухудшает характеристики приборов на их основе. Поэтому поиск альтернативных материалов, обеспечивающих высокое быстродействие и рабочую мощность при малом энергопотреблении, а также простоту конструкций элементной базы СВЧ электроники, является актуальной научной проблемой.

Одной из таких альтернатив является использование функциональных материалов, меняющих свои электрофизические свойства в результате управляющего воздействия – нелинейных диэлектриков. Применение нелинейных диэлектриков в СВЧ устройствах может привести к радикальному улучшению их рабочих характеристик. Основными преимуществами таких устройств потенциально являются высокие уровни рабочей мощности, низкие СВЧ потери, высокое быстродействие и простота технологии изготовления элементов и их стоимость. По сравнению с ферритовыми материалами, нелинейные диэлектрики демонстрируют высокое быстродействие (~ 10 нс), а по сравнению с полупроводниковыми – радикально меньшие потери и лучший уровень рабочей мощности. В связи с этим разработка новых СВЧ устройств на основе нелинейных диэлектриков является актуальной научной задачей, решение которой может существенно улучшить пропускную способность и рабочую мощность радиолокационных и телекоммуникационных систем.

Одним из перспективных путей улучшения функциональных характеристик нелинейных диэлектриков является создание композитных структур на основе сегнетоэлектрических (СЭ) материалов и линейных диэлектриков. Преимуществом такого подхода является возможность регулировать размеры, форму и взаимное расположение включений, а также возможность улучшения электрической прочности материала и адгезии СЭ композита к матрице.

В работе исследуются возможности синтеза объемных композитных материалов, содержащих наиболее перспективные сегнетоэлектрики для сверхвысокочастотных применений – титанаты бария BaTiO_3 (ВТО), наиболее полно удовлетворяющие требованиям к функциональному материалу СЭ СВЧ устройств по высокой диэлектрической нелинейности при относительно низких потерях. В качестве линейной диэлектрической добавки к титанатам бария рассматривается легкоплавкий оксид бора B_2O_3 . Композиты $\text{BaTiO}_3/\text{B}_2\text{O}_3$ рассматриваются как перспективные материалы для внедрения в периодические матрицы с целью создания новых метаматериалов. Борный ангидрид снижает температуру спекания керамики, даёт уплотнение композита и улучшает адгезию СЭ неоднородностей в матричном материале. Сочетание этих материалов позволяет создавать структуры с заданной диэлектрической проницаемостью для реализации сложных функциональных устройств электроники.

Сегодня в немногочисленных работах, посвященных созданию композитных СЭ с включением оксида бора, традиционно используется высокотемпературный синтез титанатов бария с добавлением B_2O_3 в качестве примеси, что приводит к образованию вторичных боратов Ва, ухудшающих электрофизические свойства композита.

В качестве альтернативы мы рассматриваем получение СЭ композитов путем низкотемпературного спекания предварительно синтезированных BaTiO_3 и оксида бора, т.е. разработку композитных материалов, обладающих одновременно диэлектрической нелинейностью, низкими потерями, высокой электрической прочностью и хорошей адгезией к матричному материалу, а также изучение структурных характеристик полученных композитов и диэлектрических свойств емкостных структур на их основе с целью их дальнейшего применения в сверхвысокочастотных метаструктурах.

Для разработки композита $\text{BaTiO}_3/\text{B}_2\text{O}_3$ на первом этапе необходимо синтезировать непосредственно титанат бария, проявляющий высокую диэлектрическую проницаемость при низких потерях. Согласно литературе свойства объемного BaTiO_3 существенно зависят от метода синтеза и условий температурной обработки.

В рамках данной работы титанат бария синтезирован традиционным керамическим методом из оксида титана и карбоната бария и при использовании нитрата бария и тартрата титана с добавлением винной кислоты. Мотивацией использования второго подхода было то, что при использовании в качестве исходных компонентов производных карбоновых кислот есть возможность получения после предварительной термообработки (сжигания или прокаливания, в ходе которого происходит разложение используемых солей) высокоактивных порошков, спекание которых будет происходить с формированием более равномерной микроструктуры и лучших диэлектрических характеристик.

При получении традиционным керамическим методом, реактивы TiO_2 (ос.ч.) и BaCO_3 (ч.д.а.) смешивали в стехиометрическом соотношении и измельчали с добавлением этанола в планетарной моно-мельнице (Pulverizette 6) 30 мин со скоростью 350 об./мин., используя агатовую размольную гарнитуру. Полученную шихту прокаливали в порошке при 1000°C , после чего методом одноосного прессования формовали таблетки диаметром 10 мм и толщиной 3 мм. Таблетки были обожжены при 1100°C , после чего часть образца измельчалась вручную и перепрессовывалась и подвергалась обжигу при 1250°C . Длительность обжига таблеток на обеих стадиях составляла 18 ч.

Для синтеза с производными карбоновых кислот предварительно водный раствор тетраоксида титана осаждали добавлением разбавленного NH_4OH до достижения $\text{pH} = 10$, после чего белый творожистый осадок гидроксида титана промывали дистиллированной водой для удаления растворимых примесей. Полноту промывки контролировали по качественной реакции AgNO_3 с ионами Cl^- . Свежеприготовленный осадок $\text{TiO}(\text{OH})_2$ растворяли в насыщенном растворе винной кислоты в присутствии перекиси водорода (для получения исходного компонента для тартратного синтеза) или в смеси азотной кислоты (70 об.%) и 30% H_2O_2 (30 об.%). Полученный раствор с винной кислотой имел очень высокую вязкость, поэтому для дальнейшего использования высушивался до состояния ксерогеля и применялся для синтеза после измельчения в порошок. Контроль содержания оксида титана в синтезированных таким образом исходных компонентах производился весовым методом, для чего аликвота раствора или навеска ксерогеля прокаливалась при 1000°C до постоянного веса в предварительно взвешенном фарфоровом тигле. Тартрат титана смешивали с нитратом бария вручную в присутствии небольшого количества воды, после чего повторно высушивали полученную смесь. Режимы обжига в данном случае совпадали с синтезом из оксидов и карбонатов: прокаливание в порошке при 1000°C и последовательный обжиг с промежуточным измельчением запрессованных образцов при 1100°C и 1250°C .

На всех стадиях термообработки контролировался фазовый состав полученной керамики. Рентгенофазовый анализ (РФА) полученных материалов осуществляли с использованием дифрактометра DX-2700 на $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Съемку рентгенограмм выполняли в диапазоне углов 2θ от 10 до 70° в непрерывном режиме со скоростью сканирования $2^\circ/\text{мин}$, с порошков, полученных измельчением синтезированной керамики. Идентификацию кристаллических фаз проводили с применением базы данных PDF-2.

Степень спекания оценивали по водопоглощению. Данные испытания выполняли следующим образом: керамический образец погружали в дистиллированную воду комнатной температуры не менее чем на 30 мин, после чего промокали фильтровальной бумагой и взвешивали, используя аналитические весы. Мокрый образец после взвешивания сушили при 120°C в течение 1 ч в низкотемпературной электропечи с принудительной конвекцией, охлаждадали в предварительно взвешенном закрытом стеклянном бюксе и взвешивали. Водопоглощение вычисляли, используя разницу между весом мокрого и сухого образца.

Для оценки электрофизических свойств исследуемых композитов на их основе формировались плоскопараллельные конденсаторы. Электроды изготовлены методом вжигания серебросодержащей проводящей пасты (производства ООО Элма-пасты, Россия) при 850°C. Толщина электродов составляла 0.5 мм. Ёмкость C и тангенс угла диэлектрических потерь $\tan \delta$ плоскопараллельных конденсаторов были измерены на частоте 1 МГц (измеритель RLC E7-12). Значения емкости конденсаторов составляли от 50 до 200 пФ, в зависимости от условий приготовления образцов. Полученные значения емкости конденсаторов пересчитывались в значения диэлектрической проницаемости по формуле плоского конденсатора. Управляемость конденсаторов рассчитывалась как отношение емкостей при нулевом и максимальном приложенном управляющем поле ($n = C(0 \text{ В})/C(E_{\text{max}})$).

Объемный титанат бария, проявляющий диэлектрическую проницаемость 1150 при потерях не хуже 1.5% синтезирован твердофазным методом, сегнетоэлектрические композиты, состоящие из титаната бария и борного ангидрида, смешанных в различных пропорциях, синтезированы методом низкотемпературного спекания. Структура и фазовый состав полученных образцов изучены методом рентгенофазового анализа, пористость композитов исследовалась весовым методом по водопоглощению. Электрические характеристики – диэлектрическая проницаемость, потери и управляемость образцов под действием внешнего электрического поля были исследованы на частоте 1 МГц.

Данные рентгенофазового анализа позволяют сделать вывод о соответствии составов исследуемых композитов титанату бария, об отсутствии примесных кристаллических фаз в образцах, подвергнутых высокотемпературной обработке при 1100°C для ВТО, синтезированного с использованием винной кислоты, и при 1250°C, для титаната бария, синтезированного твердофазным методом.

Сравнительный анализ полученных данных позволяет сделать вывод о существенно разной как пористости, так и структурных свойствах исследуемых композитов на основе BaTiO_3 . По результатам исследований можно сделать вывод, что с точки зрения пористости оптимальной температурой термообработки композитов ВТО/ B_2O_3 является 900°C. При этом режиме получены минимальные значения водопоглощения для всех рассмотренных составов.

Управляемость конденсаторов при напряженности управляющего поля 0.3 кВ/мм составила 1.11 (11%) для ВТО, синтезированного твердофазным методом при 1250°C, при уровне диэлектрических потерь, не превышающих 1.5%. Достигнутые в работе параметры соответствуют известным данным по управляемости для беспримесных керамических титанатов бария при более высокой напряженности управляющего поля, и отличаются в лучшую сторону по диэлектрическим потерям. В итоге, полученные значения управляемости при низком уровне диэлектрических потерь и высокой электрической прочности синтезированных СЭ материалов позволяют рассчитывать на успешное формирование на их основе электрически управляемых метаструктур с новыми свойствами.

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант №25-79-00151) и Министерства образования и науки Российской Федерации (проект Госзадание № 075-01438-22-07 FSEE-2025-0010).

СИНТЕЗ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ MgAl И ХИТОЗАНА ТРАДИЦИОННЫМ МЕТОДОМ И ПОД ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Семенкова Д.И.^{1,2*}, Голубев Р.А.^{1,2}, Нгуен Ван Линь¹, Критченков А.С.^{1,2}

¹*Российский университет дружбы народов им. Патриса-Лумумбы, Москва, Россия*

²*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

**darya.semenkova02@mail.ru*

Современное развитие материаловедения неразрывно связано с поиском и созданием гибридных функциональных материалов, обладающих уникальным сочетанием физико-химических свойств. Одним из наиболее перспективных классов неорганических соединений для конструирования таких материалов являются слоистые двойные гидроксиды (СДГ), также известные как гидроталькитоподобные соединения [1]. Большой интерес представляет и использование природных полимеров, таких как хитозан и хитин. Хитозан является одним из наиболее перспективных биополимеров для создания функциональных материалов. Благодаря наличию аминогрупп ($-NH_2$) и гидроксильных групп ($-OH$), хитозан проявляет поликатионные свойства, биосовместимость, антибактериальную активность и биodeградируемость [2]. Синтез композитов на основе MgAl-СДГ и хитозана открывает широкие возможности для получения материалов нового поколения. Взаимодействие положительно заряженных слоев СДГ с аминогруппами хитозана, а также возможность интеркаляции полимерных цепей в межслоевое пространство позволяют не только стабилизировать структуру биополимера, но и придать композиту контролируемые сорбционные, антибактериальные и барьерные свойства. Такие композиты находят применение в системах адресной доставки лекарств, в качестве высокоэффективных сорбентов для удаления анионных загрязнителей.

Описанные в литературе методы синтеза композитов хитозана со слоистыми двойными гидроксидными включают две стадии: получение слоистого двойного гидроксида и введение СДГ в полимерную матрицу хитозана. В данной работе мы предлагаем одностадийный синтез композитов на основе слоистых двойных гидроксидов Mg(II)/Al(III) и хитозана традиционным методом и под действием ультразвука. Получали композиты следующим образом: 1,000 г хитозана разной молекулярной массы (250 кДа, 890 кДа, 1500 кДа) растворяли в 30,00 мл 1% уксусной кислоты. К полученным растворам хитозана добавляли 10,00 мл водного раствора магния нитрата гексагидрата 0,100 г и алюминия нитрата нонагидрата 0,050 г. К полученному раствору капельно, при перемешивании, добавляли раствор 0,30 г гидроксида натрия в 30,00 мл воды. Образующуюся реакционную смесь либо выдерживали при 70°C в течение 4 суток (традиционный синтез), либо проводили обработку реакционной смеси ультразвуком частотой 28 или 40 кГц, или же 1,5 МГц в течение 10 минут. Полученный осадок центрифугировали, промывали водой до нейтральной среды, диспергировали в воде, затем замораживали и сушили в сушильном шкафу при 35°C в течение 5 часов. Таким образом, нами были получены 12 композитов на основе СДГ/хитозан, которые представляют собой губчатые материалы белого цвета. Данные образцы были охарактеризованы комплексом физико-химических методов анализа, включающих термогравиметрический анализ, ИК-спектроскопию и рентгенофазовый анализ.

Впервые был предложен метод одностадийный метод синтеза указанных композитов и доказана его эффективность, поскольку методом рентгенофазового анализа засвидетельствовано наличие фазы СДГ в композитах. Выявлено, что композиты образуются не только в результате длительного нагревания реакционной смеси, но и при ультразвуковом воздействии. Ультразвуковая обработка позволяет значительно сократить время синтеза композитов.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта БРФИИ № T25Y3B-121, при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (ГЗ FSSF-2026-0043) в рамках федерального проекта «Разработка технологий управляемого термоядерного синтеза и инновационных плазменных технологий».

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Chatterjee A., Bharadiya P., Hansora D. Layered double hydroxide based bionanocomposites //Applied Clay Science. – 2019. – Т. 177. – С. 19-36.
2. Mourya V. K., Inamdar N. N. Chitosan-modifications and applications: Opportunities galore //Reactive and Functional polymers. – 2008. – Т. 68. – №. 6. – С. 1013-1051.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ЗАВЕРШЕННОСТИ ОБРАТНОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ ПРИВОДОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Беляев Ф.С.^{1,2*}, Волков А.Е.², Горбаченко Д.Ф.^{1,2}, Евард М.Е.²

¹*Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

²*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*

**belyaev_fs@mail.ru*

Приводы на основе сплавов с эффектом памяти формы обладают рядом важных преимуществ по сравнению с классическими решениями: высокой удельной силой и энергоэффективностью, обеспечивающими значительное снижение массы конструкции, структурной надежностью благодаря простоте кинематических схем, бесшумностью и низкой вибрацией, а также масштабируемостью от микроактуаторов до крупных силовых приводов. Однако их широкое применение ограничивается существенным недостатком — нестабильностью функциональных свойств при циклическом нагружении. Повторяющиеся термомеханические циклы приводят к деградации характеристик материала, проявляющейся в накоплении остаточной деформации, сдвиге температур мартенситных превращений, а также в снижении обратимой деформации и развиваемого усилия. Основной причиной нестабильности является аккомодационная пластическая деформация, сопровождающая рост кристаллов мартенсита в аустенитной матрице.

Экспериментально установлено, что завершающая стадия обратного превращения вносит значительный вклад в развитие микропластической деформации. В связи с этим одним из возможных путей повышения циклической стабильности является ограничение температуры нагрева рабочего тела, что снижает степень полноты обратного мартенситного превращения. Однако такой подход имеет очевидный недостаток: уменьшение температуры нагрева приводит к снижению генерируемых напряжений и, как следствие, полезной работы за цикл. Таким образом, ключевой задачей работы является исследование возможности повышения циклической стабильности привода без существенного ухудшения его работоспособности путем снижения доли обратного превращения.

Для решения поставленной задачи была проведена серия вычислительных экспериментов с использованием микроструктурной модели сплавов с эффектом памяти формы, учитывающей накопление микропластической деформации. Моделировались рабочие циклы привода с различной степенью полноты обратного мартенситного превращения. Были выбраны четыре уровня температуры нагрева, соответствующие величине полезной работы на первом цикле: 90, 75, 50 и 25 % от работы, достигаемой при полном превращении. Во всех случаях охлаждение моделировалось до полного перехода материала в мартенситное состояние. Такой подход позволил количественно оценить влияние степени превращения на характер деградации функциональных характеристик.

Результаты моделирования первых пятнадцати циклов показали деградацию ключевых характеристик во всех рассмотренных режимах, что выражалось в одновременном снижении максимального напряжения в цикле, величины эффекта памяти формы и, как следствие, удельной работы. Однако скорость деградации в значительной степени зависела от полноты обратного превращения. При ограничении превращения до 50 и 25 % от максимального значения привод демонстрировал высокую стабильность — удельная работа менялась слабо. В режимах с полным и близким к полному (90 %) превращением работа быстро снижалась, и темп деградации был существенно выше. Полученные закономерности хорошо совпали с экспериментальными данными, что подтвердило предсказательную силу используемой модели.

Для оценки долговременной стабильности после верификации модели был выполнен прогнозный расчет работы привода в течение ста циклов. Анализ полученных зависимостей позволил выделить две стадии деградации: начальную и установившуюся. Начальная стадия, продолжающаяся примерно до тридцати циклов,

характеризуется быстрым, но постепенно замедляющимся снижением удельной работы. На стадии установившейся деградации наблюдается линейное снижение работоспособности привода.

Определяющее влияние полноты превращения на долговременную стабильность проявляется в следующем. Для режимов со степенью превращения 75 % и ниже на установившейся стадии привод находится в квазистабильном состоянии с минимальной постепенной деградацией, в то время как при доле превращения более 75 % падение производительности заметно ускоряется. Зависимость потери работы за цикл на стадии установившейся деградации от доли обратного превращения хорошо аппроксимируется билинейной функцией с точкой излома вблизи 75 %, что подтверждает наличие качественного изменения процесса (Рисунок 1). Результаты прогнозного моделирования показывают, что превышение этого порога приводит к существенно более высокой скорости деградации. При полном превращении работа падает ниже уровня режима с 75 % уже после семидесяти циклов, а при степени превращения 90 % — после ста циклов (Рисунок 2). Таким образом, более высокая работоспособность в начальных циклах в режимах с высокой полнотой превращения нивелируется ускоренным снижением работы в последующих циклах.

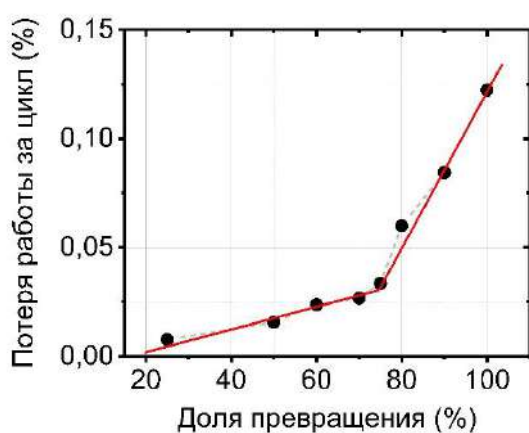


Рисунок 1 – Зависимость потери удельной работы за цикл на установившейся стадии (относительно первого цикла) от степени завершенности обратного превращения

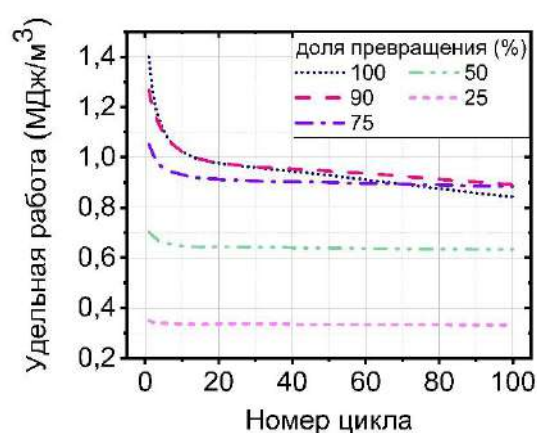


Рисунок 2 – Зависимость удельной работы за цикл от номера цикла для различных степеней завершенности обратного превращения

На основе полученных результатов сформулированы практические рекомендации для проектирования приводов, предназначенных для длительной циклической эксплуатации. В первую очередь для обеспечения долговременной стабильности функциональных параметров рекомендуется выбирать рабочий цикл со степенью обратного превращения, не превышающей 75 %. Выбор данного порога обусловлен тем, что при превышении этой величины темп деградации на установившейся стадии резко возрастает, и выигрыш в начальной работоспособности быстро утрачивается. Во-вторых, необходимо принимать во внимание значительное снижение работоспособности на начальном этапе работы (первые 30 циклов), которое может достигать существенных значений. Для смягчения этой проблемы перед началом эксплуатации рекомендуется проводить термомеханическую тренировку рабочего элемента. В-третьих, на этапе проектирования следует оценивать потерю работоспособности за целевой срок службы, учитывая линейный характер деградации в установившемся режиме. Такой подход позволяет обоснованно назначить начальные параметры привода, гарантирующие сохранение требуемого уровня производительности в течение всего периода эксплуатации. Предложенные рекомендации позволяют реализовать компромисс между начальной эффективностью и долговременной стабильностью привода.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЦЕНТРОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В КВАЗИОДНОМЕРНОМ КРИСТАЛЛЕ TlInTe_2 МЕТОДОМ PICTS

Одринский А.П.*, Одринский Г.А.

Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск,
Беларусь

*a.odrinsky@gmail.com

1D кристаллы TlInTe_2 интересны совокупностью весьма необычных свойств. Например, увеличение с температурой ширины запрещенной зоны TlInTe_2 [1], отрицательное дифференциальное сопротивление кристалла [1] и самопроизвольные осцилляции тока, возникающие в широком диапазоне температуры: от жидкого азота до комнатной [1, 2], акустофотовольтаический эффект [3]. Чрезвычайно низкая теплопроводность кристалла ($0.5 \text{ Вт м}^{-1} \text{ К}^{-1}$ [4]). Объясняется это значительной анизотропией кристаллической структуры - относительно жестких цепочек сцепленных тетраэдров InTe_4 , построенных на связи ковалентного типа, слабо связанных между собой ионами Tl^{+1} [5]. Как результат возникает значительный ангармонизм фонон-фононного рассеивания [6]. Теплопроводность кристалла, вдвое ниже, чем у широко используемого в коммерчески доступных устройствах Bi_2Te_3 ($1.4 \text{ Вт м}^{-1} \text{ К}^{-1}$), открывает перспективу эффективного использования TlInTe_2 в термоэлектронике [5-7]. Вместе с тем электронная подсистема TlInTe_2 исследована недостаточно [8]. Мы использовали фотоэлектрическую релаксационную спектроскопию [9] для изучения процессов делокализации заряда с дефектов кристаллической структуры (центров локализации носителей заряда (ЦЛЗ)).

Кристалл $\text{TlInTe}_2\text{:Fe}$ (легирование железом 0.56 ат.%) обладал проводимостью p-типа с концентрацией носителей заряда $\sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$ при 300 К. Образец имел форму вытянутого параллелепипеда размерами $1.0 \times 0.15 \times 6 \text{ мм}$. Омические контакты формировались заливкой торцов образца карбоновой пастой. Расстояние между контактами составляло 4.5 мм. Отслеживалось протекание тока вдоль оси максимальной спайности. Световое возбуждение падало перпендикулярно фронтальной поверхности кристалла. Измерительная установка и методика измерений не отличались от описанных в [9]. Регистрация кинетики релаксации фотоотклика проводилась в процессе нагрева образца со скоростью $\sim 2 \text{ К/мин}$ в диапазоне температур 78–330 К с шагом 1 К. Использовалось поточечное накопление и усреднение кинетики сигнала (64 реализации), содержащей 2000 отсчетов, расположенных через фиксированный интервал времени $\Delta t = 7.5 \cdot 10^{-5} \text{ с}$. При регистрации использовали типовую первичную измерительную цепь - последовательное соединение образца, сопротивления нагрузки и источника напряжения.

Было проведено пять циклов измерений с регистрацией данных по методикам фотоэлектрической релаксационной спектроскопии. На рисунке 1 приведены изменения с температурой амплитуды фотоотклика кристалла. Кривые пронумерованы в порядке проведения испытаний: кривая 1 получена при возбуждении фотонами $h\nu = 1.09 \text{ эВ}$; кривая 2 – при $h\nu = 0.91 \text{ эВ}$; кривая 3 – при $h\nu = 1.20 \text{ эВ}$; кривые 4, 5 – при $h\nu = 0.91 \text{ эВ}$. Для кривой 2 плотность потока фотонов на поверхности образца составляла $\sim 10^{14} \text{ см}^{-2} \text{ с}^{-1}$. Остальные кривые нормированы относительно кривой 2 с учётом спектральной характеристики источника света. Температурная зависимость фотоотклика для всех кривых носит повторяющийся характер. Кривые 4 и 5, полученные с использованием возбуждения поляризованным светом с ориентацией $E \parallel c$ и $E \perp c$ соответственно, также практически совпадают. Небольшие изменения наблюдаются для них и кривой 2, полученной с возбуждением неполяризованным светом и той же энергии фотонов.

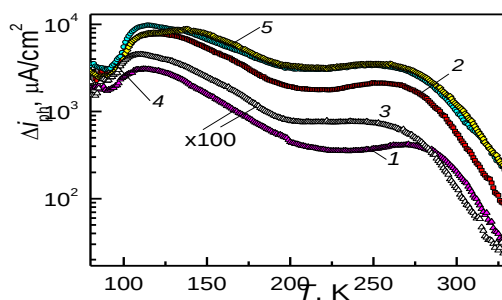


Рисунок 1 – Температурная зависимость фототока

На рисунке 2 показан набор PICTS-спектров, где прямыми линиями отмечено смещение температурной позиции максимума в спектрах, соответствующих различным характеристическим временам релаксации. Это смещение обнаруживает изменение характеристического времени релаксации, типичные для DLTS регистрации термоэмиссии неравновесного заполнения центра, которое следует сопоставить активации процесса делокализации заряда. В спектрах можно различить пять процессов, обозначенных как T1 – T5. Подобный вид спектров наблюдался на всех наборах данных, тогда как перекрывающиеся пики T1 и T2 различимы лишь в спектрах с $h\nu = 1.09$ эВ. На рисунке 3 показан график Аррениуса. В таблице приведены диапазоны температуры регистрации делокализации - $\Delta_0 T$, а также полученные по стандартной методике DLTS-анализа параметры центров: E_t - энергия термоактивации и σ_t - эффективное сечение захвата для ЦЛЗ, ответственных за обнаруженные процессы делокализации заряда (Таблица 1). При анализе полагалась акцепторная природа ЦЛЗ. Для расчета σ_t использовали оцененное экспериментально значение эффективной массы дырки в TlInTe_2 $m_h = 0.79 m_e$ [10], где m_e – масса свободного электрона.

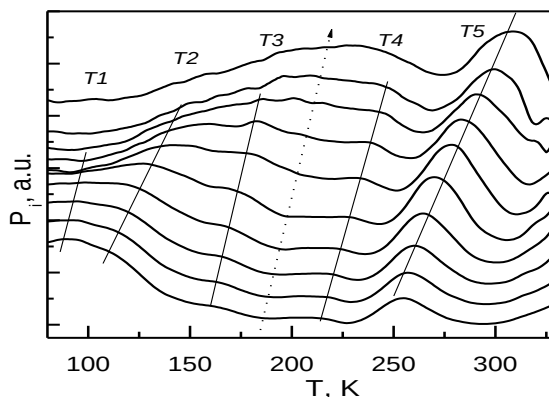
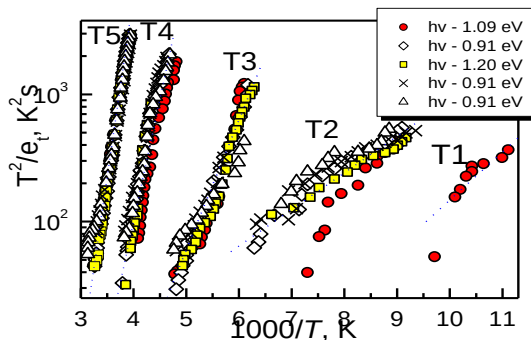

 Рисунок 2 – Набор PICTS-спектров, полученных на кристалле TlInTe_2 при возбуждении с $h\nu = 1.09$ эВ

 Рисунок 3 – Зависимость от температуры активации процессов делокализации заряда с ЦЛЗ кристалла TlInTe_2

Таблица 1 – Параметры центров локализации заряда

	$\Delta_0 T$, К	E_t , эВ	σ_t , см ²
T_1	90-103	0,10	$3,7 \cdot 10^{-16}$
T_2	110-158	0,05	$1,3 \cdot 10^{-21}$
T_3	164-208	0,15	$3,4 \cdot 10^{-19}$
T_4	214-260	0,37	$5,6 \cdot 10^{-16}$
T_5	254-307	0,47	$2,6 \cdot 10^{-15}$

В спектрах на рисунке 1 доминирующее положение занимают пики T_2 и T_5 . Высокая интенсивность этих процессов свидетельствует о значительной концентрации соответствующих ЦЛЗ и предполагает их существенное влияние на параметры кристалла в целом. Действительно, для T_5 область $\Delta_0 T$ хорошо сопоставима температуре активации проводимости нелегированного кристалла [11]. При этом энергия термоактивации проводимости (0,6 эВ) близка к E_t для T_5 . Можно предположить, что процесс делокализации T_5 связан с характерным для кристалла дефектом – вакансией таллия.

Пик T_2 имеет размытую структуру и, вероятно, обусловлен наложением нескольких процессов делокализации, что может вести к смещению оценки E_t . Тем не менее, E_t для T_2 близка энергии активации проводимости в этом диапазоне температуры – 0,04 эВ [12]. Область регистрации T_2 хорошо сопоставима изменению механизма проводимости – от прыжковой проводимости с переменной длиной прыжка до проводимости, обусловленной изменением зарядового состояния дефекта [13]. Также в области $\Delta_0 T$ для T_2 изменяется анизотропия проводимости кристалла, от различия на два порядка при низкой температуре до практически отсутствия анизотропии при более высокой температуре [13]. Однако, по данным [11] в этой высокотемпературной области анизотропия проводимости нелегированного TlInTe_2 составляет два порядка. Можно заключить, что дефектно-примесный состав кристалла способен существенно менять анизотропию проводимости кристалла. В пользу этого свидетельствует и увеличение анизотропии TlInTe_2 до трех порядков при легировании кристалла висмутом [11]. Комплексные исследования магнитных свойств $\text{TlInTe}_2\text{:Fe}$ [14] обнаружили явно выраженные ферромагнитные свойства при $T \leq 225$ К. Моделированием из первых принципов авторы объясняют существование дальнего порядка спинового упорядочения, как результат формирования дефектов замещения ионами железа ионов Tl^+ либо In^{3+} . Изменение дальнего порядка в области $\Delta_0 T$ - центра T_4 дает нам основания предположить связь данного ЦЛЗ с примесью ионов железа.

Таким образом, методом PICTS в кристалле $\text{TlInTe}_2\text{:Fe}$ обнаружено пять процессов делокализации заряда. Интенсивные процессы при $\Delta_0 T \sim 90\text{-}103$ К и $254\text{-}307$ К интерпретированы как связанные с собственными дефектами, влияющими на анизотропию проводимости кристалла и активацию проводимости в области комнатной температуры. Сделано предположение о связи процесса $254\text{-}307$ К со структурным дефектом - вакансией таллия. Предложена интерпретация процесса при $\Delta_0 T \sim 214\text{-}260$ К как связанного с замещением Tl^+ либо In^{3+} ионами примеси Fe^+ либо Fe^{+3} , соответственно.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. M. Halias, A. Anagnostopoulos, K. Kambas et al. // Physica B. 1989. V. 160. P.154.
2. M. Halias, J. A. Kalomiros, Ch. Karakotsou et al. // Phys. Rev. B. 1994. V. 49. P.16994.
3. E.M. Gojaev, E.A. Allakhyarov, A.M. Nazarov et al. // Inorganic Materials. 2007. V. 43. P. 1059.
4. H. Matsumoto, K. Kurosaki, H. Muta et al. // J. Appl. Phys. 2008. V. 104. P. 073705.
5. G. Ding, J. He, Z. Cheng// J. Mater. Chem. C. 2018. V. 6. P. 13269.
6. K. Manoj, K. Pal, A. Warankar et al. // J. Am. Chem. Soc. 2017. V. 139. P. 4350.
7. M.S. Dresselhaus, G. Chen, M.Y. Tang et al. // Adv. Mater. 2007. V. 19. P. 1043.

8. A.M. Panich // J. Phys.: Condens. Matter. 2008. V. 20. P. 293202.
9. А.П. Одринский, Т.Г. Мамедов, М.Н.Ю. Seyidov et al. // ФТТ. 2014. V. 56. P. 8. С. 1554.
10. G.D. Guseinov, E. Mooser, É. Kerimova et al. // Phys. Stat. Sol. (b). 1969. V. 34. P. 33.
11. А.И. Наджафов, Р.С. Мадатов, К.Г. Халилова et al. // ФТТ. 2022. Т. 64. P. 7. С. 816-822.
12. A.A. Al-Ghamdi, A.T. Nagat, F.S. Al-Hazmiet al. // J. King Abdulaziz Univ. Sci. 2008. V. 20. P. 27.
13. Ф.Н. Абдуллаев, Т.Г. Керимова, Н.А. Абдуллаев // ФТТ. 2005. Т. 47. P. 7. С. 1180.
14. S. Gokçe, T.G. Mammadov, A.I. Najafov et al. // Physica B. 2026. V. 724. P. 418142.

ГЕНЕРАЦИЯ УСИЛИЙ КОЛЬЦЕВЫМИ СИЛОВЫМИ ПУЧКОВЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА В РЕЖИМЕ РАЗВИТИЯ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Киселев А.Ю.¹, Волков Г.А.², Вьюненко Ю.Н.³

¹АО «Атомэнергопроект», Санкт-Петербург, Россия

²Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

³ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», Санкт-Петербург, Россия
aleyukiselev@gmail.com

Кольцевые силовые пучковые элементы (КСПЭ) продемонстрировали безотказную работу на протяжении 15 лет эксплуатации в малогабаритных прессах типа ШЕР [1]. В этом технологическом процессе КСПЭ действуют в условиях реализации эффекта памяти формы (ЭПФ). Изучение физико-механических параметров «металлических мышц» показало, что изменение величин их характеристических размеров может достигать ~15%, а показатель генерации усилий (силомассовый коэффициент K_{FM}) превышает уровень в 20 Н/г [2,3]. В работе [2] была продемонстрирована возможность формоизменения силовых элементов в режиме обратимой памяти формы (ОПФ). Было показано, что изменение геометрических характеристик «металлических мышц» можно доводить до уровня ~90% от значений, соответствующих режиму ЭПФ. При этом изменения характеристических размеров изделий из никелида титана остаются неизменными на протяжении десятков термоциклов в свободном состоянии. Из этого следует возможность разработки конструкций, действующих в постоянном режиме на теплосменах. Однако, в реальных условиях технологических операций, как правило, необходимо развивать силовое взаимодействие деталей из никелида титана с соседними элементами конструкции механизма, с обрабатываемыми материалами или изделиями. Возможность генерации усилий КСПЭ во время функционирования при теплосменах в режиме развития ОПФ получены и для стадии нагрева, и для стадии охлаждения.

Исследования проводили на двух овальных образцах, представляющих собой бухты из проволоки диаметром 2,5 мм с цепным замыканием. Проволока изготовлена из никелида титана с содержанием никеля 55,16 вес%. При изучении генерации усилий на стадии нагрева максимальный диаметр овалов в низкотемпературном состоянии был равен 75,4 мм у первого и 74,8 мм у второго образцов. В высокотемпературном состоянии указанный параметр в обоих случаях был равен 67,7 мм.

При нагреве, для определения генерируемых усилий, использовали динамометр, схематически представленный на рис. 1.

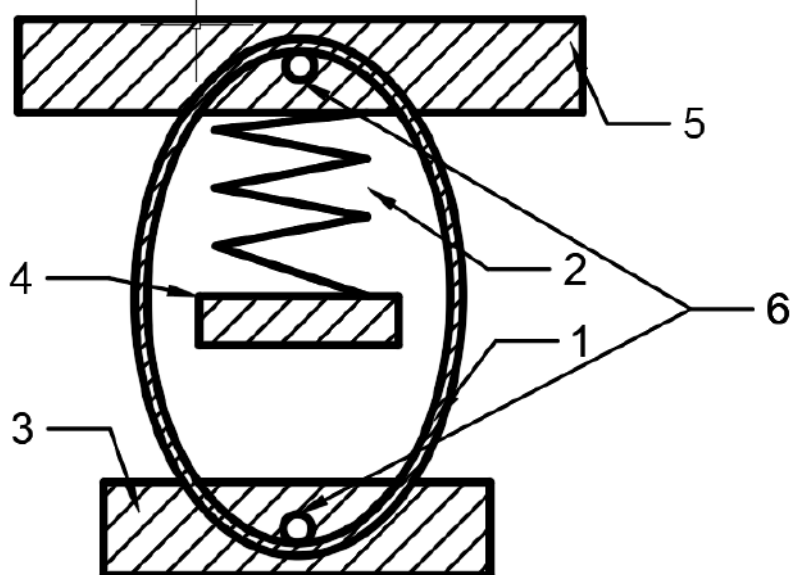


Рисунок 1 – Схема динамометра для определения усилий при нагреве

Силовые элементы 1 располагались в динамометре параллельно друг другу. Их начальное взаимодействие с контртелом 2 в виде спиральной пружины задавали дистанцией между подвижными плитами 4 и 5. Положение плиты 3 в эксперименте было постоянным. КСПЭ размещали на захватах 6. Во время нагрева в интервале температур обратного мартенситного превращения начиналось развитие деформационных процессов ОПФ. Силовые элементы начинали сближать плиты 4 и 5, сжимая контртело. По степени сжатия спирали определяли уровень силового взаимодействия её 2 с «металлическими мышцами» 1.

При начальном нулевом значении силы взаимодействия F_0 нагрев приводил к тому, что в интервале температур от 80 °С до 120 °С наблюдали сжатие спирали. Усилия сжатия достигали ~400 Н (кривая 1, Рис. 2).

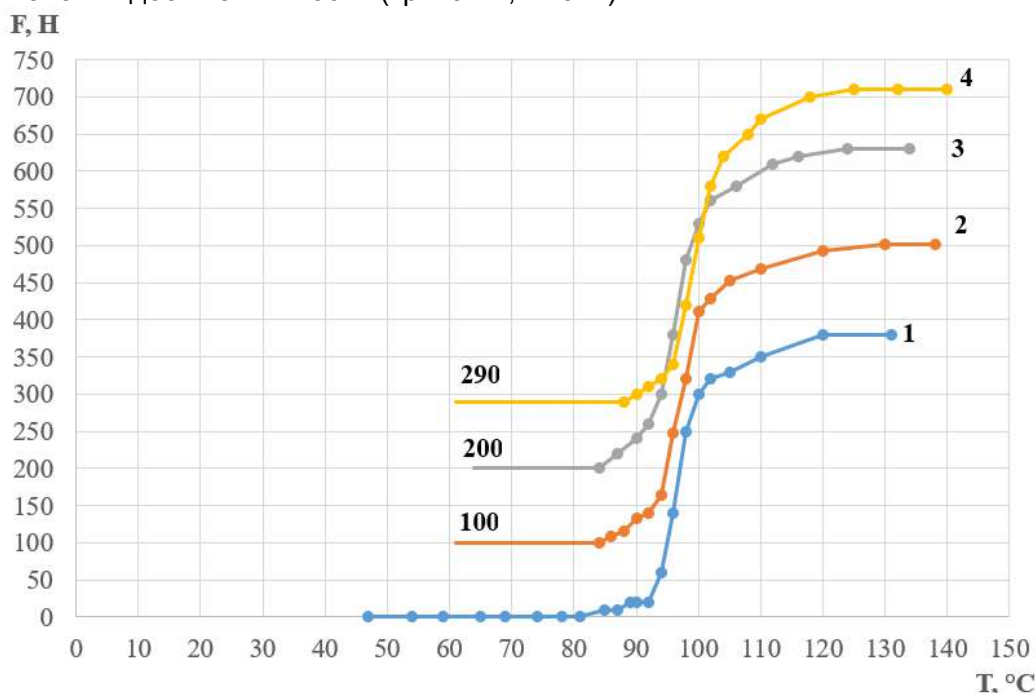


Рисунок 2 – Температурная зависимость генерируемых усилий $F(T)$ в режиме ОПФ

После разгрузки в высокотемпературном состоянии и охлаждения КСПЭ до температур мартенсита в свободном состоянии их начальные геометрические параметры восстанавливались. Повторение эксперимента с нулевым начальным взаимодействием приводило к аналогичным результатам.

С возрастанием F_0 в результате перевода КСПЭ в аустенитное состояние поднимался уровень конечного силового взаимодействия (кривые 2, 3, 4, Рис. 2). Итоговые результаты были близки сумме величин F_0 в проводимом опыте и конечной величине силы на кривой 1 (рис. 2). Определение генерируемых усилий на стадии охлаждения проводили по схеме приведённой на Рис. 3.

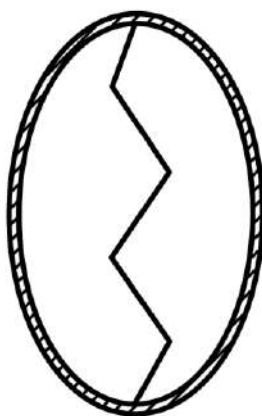


Рисунок 3 – Схема определения усилий при охлаждении

Монтаж системы проводили в высокотемпературном состоянии КСПЭ при минимальном значении характеристического размера. Начальная сила взаимодействия по степени растяжения пружины равнялась ~9,5 Н. Охлаждение проводили от 130 °С до -5 °С. В интервале температур от 25 °С до 0 °С зафиксирован рост расстояния между точками закрепления пружины на КСПЭ. Максимальный диаметр силового элемента увеличивался на ~3,5 мм и сила взаимодействия в рассматриваемой системе возрастала до ~11,2 Н. Дополнительные опыты показали возможность достижения конечной генерируемой «металлическими мышцами» силы ~30 Н.

Таким образом полученные данные показывают возможность развития усилий КСПЭ, действующих в результате развития формоизменения в режиме ОПФ, как при их нагреве, так и в процессе охлаждения. При нагреве K_{FM} принимает величину ~10 Н/г. Этот уровень ниже значений, полученных для силовых элементов в условиях реализации ЭПФ, всего в 2-3 раза. При охлаждении K_F для процессов ОПФ ниже на порядок. Однако можно полагать, что этого может быть уже достаточно для решения некоторых технических задач.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Вьюненко Ю.Н. Применение ЭПФ в производстве слоистых материалов // Перспективные материалы и технологии: сборник статей Междунар. науч. симпозиума. Витебск: УО «ВГТУ», 2011. С. 182-184.
2. Киселев А.Ю., Волков Г.А., Вьюненко Ю.Н. Особенности развития обратимости формоизменения кольцевых силовых пучковых элементов. Материалы международного симпозиума Витебск 25-29 августа 2025 г. «Перспективные материалы и технологии», Минск, Беларусь, «ИВЦ Минфина», с. 145-147.
3. Ю.Н. Вьюненко. Деформационно-силовые характеристики кольцевых силовых пучковых элементов, работающих на эффекте памяти формы / В сб. материалов международного симпозиума "Перспективные материалы и технологии". Витебск. Изд-во: УО "ВГТУ", 2015. с.291-293.

ИССЛЕДОВАНИЕ АДсорбЦИОННОГО МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КОРРОЗИОННОМ РАСТРЕСКИВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ: РОЛЬ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ

Полуянов В.А., Мерсон Е.Д., Мяких П.Н., Мерсон Д.Л.

НИИ прогрессивных технологий, ТГУ, Тольятти, Россия

E-mail: vitaliy.poluyanov@gmail.com

Магниевого сплавы обладают уникальным комплексом физико-механических свойств, что делает их одними из самых перспективных конструкционных и функциональных материалов современности. Благодаря исключительно высокой удельной прочности, эти сплавы крайне востребованы в аэрокосмической отрасли и транспортном машиностроении для повышения энергоэффективности за счет снижения массы конструкций. Кроме того, в последние десятилетия магниевые системы произвели революцию в биомедицинской инженерии став основой для разработки инновационных биорезорбируемых медицинских имплантатов. Однако триумфальное и повсеместное внедрение этих материалов жестко ограничено некоторыми их недостатками. Одной из наиболее опасных, непредсказуемых и фундаментально сложных проблем является коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) — внезапное хрупкое разрушение материала при одновременном воздействии растягивающих механических напряжений и коррозионной среды (будь то атмосферная влага, промышленный конденсат или физиологические жидкости организма). Исторически сложившаяся парадигма объясняет КРН магния преимущественно через механизм водородного охрупчивания (ВО) [1]. Данная модель базируется на известном феномене потери пластичности магниевых образцов при механических испытаниях на воздухе, которым предшествовала выдержка в агрессивной коррозионной среде (например, в водных растворах хлоридов). Долгое время предполагалось, что в процессе предварительной выдержки происходит объемное наводороживание металлической матрицы [2]. Однако анализ современных экспериментальных данных показывает, что проникновение водорода вглубь матрицы строго ограничено: практически весь обнаруживаемый водород локализован исключительно в поверхностном пористом слое продуктов коррозии, а после химического удаления данного слоя концентрация водорода в объеме образца падает до ничтожно малых значений, а исходные механические свойства материала полностью восстанавливаются [3].

Таким образом, установлено, что остаточное охрупчивание магния «на воздухе» индуцируется не растворенным в объеме водородом, а физико-химическими процессами, протекающими на границе раздела фаз под слоем продуктов коррозии. Предполагается, что пористый гидроксидный слой выступает в роли капиллярного резервуара, способного длительное время удерживать жидкий коррозионный электролит. Возникает закономерный вопрос об истинном механизме воздействия этого остаточного микрообъема жидкости на вершину растущей трещины.

Одной из обоснованных альтернативных гипотез является адсорбционный механизм, аналогичный классическому эффекту Ребиндера. В рамках этой модели компоненты удерживаемой жидкости выступают в роли поверхностно-активных веществ (ПАВ), которые мгновенно адсорбируются на ювенильной поверхности металла в вершине микротрещины, критически снижая поверхностную энергию и, как следствие, работу хрупкого разрушения.

Целью настоящего исследования стала строгая экспериментальная проверка склонности магниевых сплавов к «чистому» адсорбционному охрупчиванию путем исключения влияния воды и катодного выделения водорода.

Для проведения исследования в данной работе использовался промышленный сплав МА14 в экструдированном состоянии, из которого были изготовлены цилиндрические образцы на растяжение с размером рабочей части 30×6 мм. Испытания проводились в специально подобранной неводной модельной среде по схеме одноосного растяжения при скорости деформации $5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ (0,1 мм/мин). В качестве растворителя был выбран диметилсульфоксид (ДМСО), исключаящий

возможность катодной генерации газообразного водорода на поверхности магния, тем самым устраняя фактор водородного охрупчивания. Кроме того, ДМСО химически инертен по отношению к магнию, что нивелирует вклад процессов анодного растворения. В качестве модельного охрупчивающего агента был использован молекулярный кристаллический йод. Изначально выбор обусловлен тем, что йод является исключительно мощным поверхностно-активным веществом, склонным к интенсивной хемосорбции на металлических поверхностях за счет образования сильных донорно-акцепторных связей. Кроме того, использование йода продиктовано хорошо изученным феноменом йодного коррозионного растрескивания под напряжением, которому остро подвержены некоторые циркониевые сплавы, широко применяемые для изготовления оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ) в ядерных реакторах [4]. Примечательно, что стабильная фаза α -циркония, как и магний, обладает гексагональной плотноупакованной (ГПУ) кристаллической решеткой. Был приготовлен насыщенный раствор йода в безводном ДМСО (концентрация около 50 г/л), что гарантировало максимальную термодинамическую активность ПАВ и полное покрытие адсорбатом любых вновь образующихся дефектов поверхности. В качестве контрольных эталонов использовались идентичные образцы, испытанные на воздухе и в среде чистого безводного ДМСО при аналогичной скорости деформации. После разрушения образцов проводился тщательный фрактографический анализ поверхностей изломов с использованием сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) высокого разрешения.

Ключевым маркером развития коррозионного растрескивания под напряжением и макроскопического охрупчивания материала традиционно выступает падение его пластичности (деформации до разрушения). В результате проведенных испытаний установлено, что пластичность контрольных образцов магниевых сплавов при испытаниях на воздухе составила 26,5 %. При испытаниях в химически инертной среде чистого апротонного растворителя (безводного ДМСО) этот показатель зафиксирован на уровне 25,7 %. В то же время испытания в химически сверхактивной среде насыщенного раствора молекулярного йода в ДМСО продемонстрировали деформацию до разрушения, равную 27,0 %. Таким образом с учетом погрешности испытаний данные показатели (25,7 %, 26,5 % и 27,0 %) являются статистически идентичными. Это однозначно свидетельствует о том, что присутствие и хемосорбция исключительно мощного поверхностно-активного вещества на ювенильной поверхности исследуемого материала не привели к какому-либо охрупчиванию. Фрактографические исследования с помощью СЭМ полностью коррелируют с полученными количественными данными механических испытаний: на поверхностях изломов всех трех групп образцов зафиксирован идентичный вязкий ямочный рельеф с отсутствием даже минимальных областей с морфологией хрупкого разрушения.

Таким образом, количественно доказано, что воздействие мощного хемосорбирующегося поверхностно-активного вещества в химически инертной апротонной среде не приводит к охрупчиванию магниевых сплавов. Это, в свою очередь доказывает, что реализация «чистого» адсорбционного механизма (классического эффекта Ребиндера), основанного исключительно на физико-химическом снижении поверхностной энергии в растущей вершине микротрещины без участия атомарного водорода или электрохимических реакций анодного растворения, не способна выступать в качестве триггера для возникновения хрупкости магния.

Полное отсутствие эффекта охрупчивания в модельной апротонной системе указывает на то, что при механических испытаниях магниевых сплавов на воздухе после предварительной выдержки в коррозионной среде, остаточный водный электролит в порах продуктов коррозии вызывает охрупчивание не за счет чисто капиллярных эффектов или банального смачивания. Для инициации хрупкого разрушения магниевых сплавов критически необходимо протекание специфических процессов, например генерация и адсорбция атомарного водорода, что может способствовать ускоренному распространению трещины по адсорбционному механизму водородной хрупкости (AIDE).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Atrens A. et al. Stress corrosion cracking (SCC) of magnesium alloys // *Stress Corrosion Cracking. Elsevier. Vol. 13. pp. 341–380. (2011).*
2. Kappes M., Iannuzzi M., Carranza R.M. Hydrogen Embrittlement of Magnesium and Magnesium Alloys: A Review // *J. Electrochem. Soc. Vol. 160. pp. 168–178. (2013).*
3. E. Merson, V. Poluyanov, P. Myagkikh, D. Merson, A. Vinogradov, Inhibiting stress corrosion cracking by removing corrosion products from the Mg-Zn-Zr alloy pre-exposed to corrosion solutions, *Acta Mater.* 205 (2021) 116570.
4. Li Y., Ge C., Liu Y., Li G., Dong X., Gu Z., Zhang Y. Influencing factors and mechanism of iodine-induced stress corrosion cracking of zirconium alloy cladding: A review // *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials.* 2022. Vol. 29, No. 4. P. 586–598.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 35 ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Веремейчик А.И.*, Холодарь Б.Г., Хеук М.В., Мартынов А.В., Шейко А.А.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь

*vai_mrtm@tut.by

Лазерная наплавка используется для восстановления изношенных деталей и создания твердых защитных покрытий. Она обеспечивает высокую твердость и низкую деформацию благодаря локальному нагреву. Процесс позволяет наплавлять порошки или проволоку, улучшая износостойкость, коррозионную стойкость и прочность поверхности [1].

Испытаниям на растяжение подвергнуты необработанные и наплавленные образцы размерами 200×20×5 мм из стали 35. В качестве наплавочного материала использовался порошок самофлюсующегося сплава на основе никеля ПГ-12Н-03. Обработка образцов проводилась с помощью волоконного иттербиевого лазера непрерывного действия ЛК-1000 фирмы IPG (тип YLR-1) со сканирующей системой в лаборатории плазменных и лазерных технологий БНТУ. В процессе обработки образцов мощность лазера составляла 1000 Вт, частота сканирования 220 Гц, радиус лазерного пятна 0,35 мм, расстояние от лазерной головки до обрабатываемой поверхности 3 мм. Наплавка проводилась на скорости 100 мм/мин при пятне сканирования 0,1×4 мм. На образцы наносились по одной дорожке с двух сторон. Ширина дорожек, обработанных путем наплавки, составила 6–7 мм. Испытания образцов на растяжение проводились на испытательной машине Kason WDW-50 (рисунок 1). Концевые участки образцов зажимались в захватах испытательной установки плоскими губками. Длина рабочей зоны при испытаниях составляла 100 мм. Все образцы испытывались до разрушения. Образцы после лазерной обработки имели погибь до 2 мм, что очевидным образом не сказалось на результатах опытов.



Рисунок 1 – Схема испытаний образцов из стали 35 на растяжение

При испытаниях относительная скорость перемещения захватов составляла 0,1 мм/с (время нагружения 200 с). Расстояние между губками захватов составляло 113 мм. Образец Н1 разрушился посередине длины, сечение разрушения перпендикулярно оси образца (по нормальному сечению). Образец Н2 разрушился вблизи захвата, сечение разрушения расположено под углом около 45° к поверхности образца (по наклонному сечению). Все наплавленные образцы разрушились в зоне захвата по наклонным сечениям.

На образце Н1 максимальное усилие составило $F=39,14$ кН, удлинение $\delta=26,81$ мм, что на базе 50 мм соответствует величине деформации разрушения $\varepsilon=0,238$. На образце Н2: $F=41,52$ кН, $\delta=28,52$ мм, $\varepsilon=0,252$. Для обработанных образцов максимальное усилие находилось в диапазоне $F=38,84...42,65$ кН (рисунок 2в). Временное сопротивление материала составило на образцах Н1 и Н2: $\sigma_B=391,4$ МПа и

$\sigma_B=415,2$ МПа, для легированных образцов 14.1, 14.2, 14.3: 426,45, 388,38 и 412,4 МПа соответственно (рисунок 4).

Диаграммы растяжения образцов приведены на рисунках 2, 3.

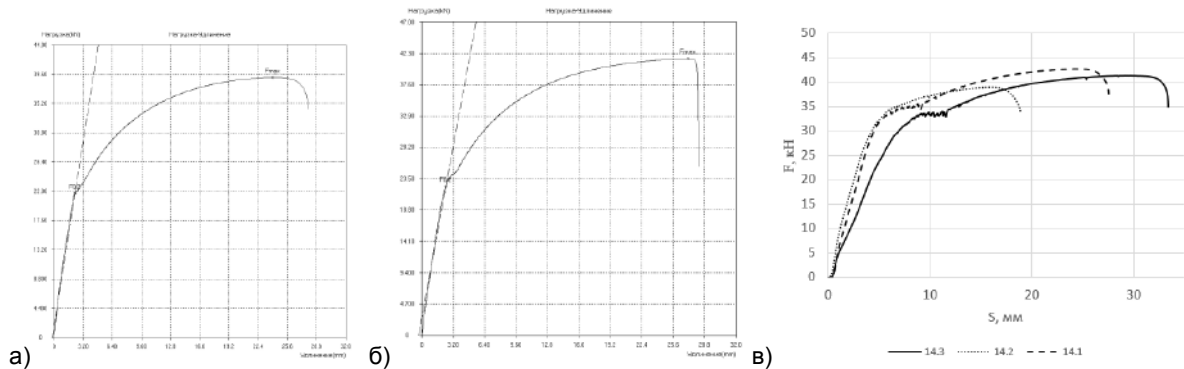


Рисунок 2 – Диаграммы растяжения необработанных образцов
а) образец N1, б) образец N2, в) легированные образцы

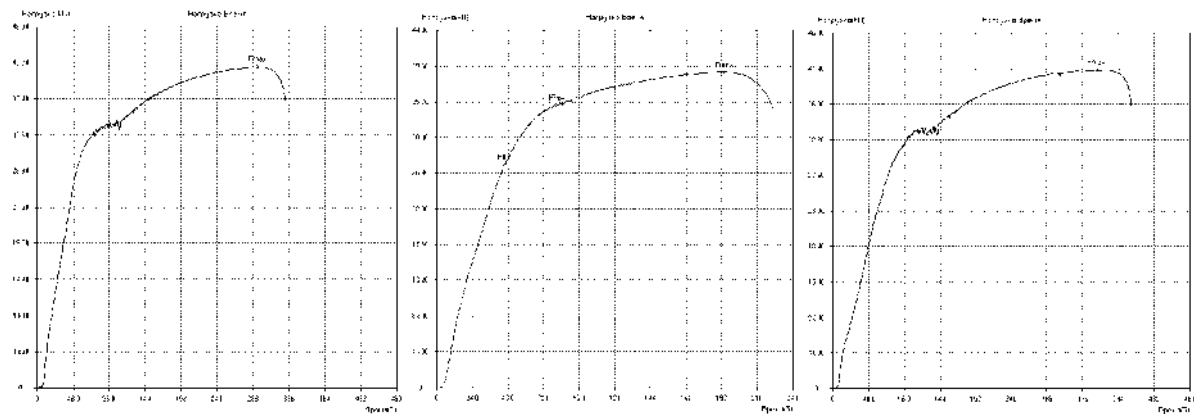


Рисунок 3 – График нагружения во времени образцов из стали 35 после лазерной наплавки
а) образец 14.1 б) образец 14.2 в) образец 14.3

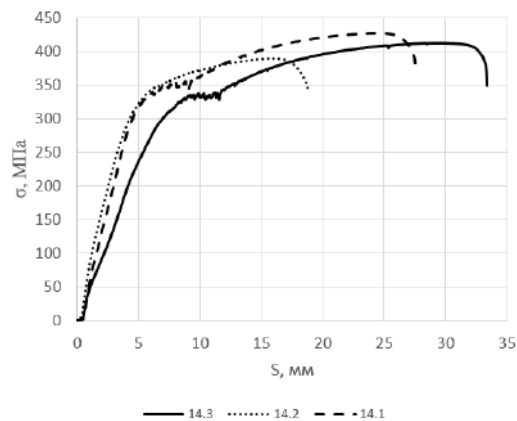


Рисунок 4 – Диаграммы растяжения образцов из стали 35 после лазерной наплавки

Вид образцов после разрушения показан на рисунке 5.



Рисунок 5 – Образцы N1, N2 после разрушения (а), сечения разрушения образцов N1(б), N2 (в), 14.2, 14.3 (г)

Результаты испытаний на растяжение указывают на различие в характеристиках пластичности наплавленных образцов и подвергнутых лазерной закалке или легированию сталей 40X13 [2] и 10Г2 [3],

Для установления влияния растяжения на твердость образцов предварительно вдоль оси необработанных образцов были нанесены метки на расстоянии 25 мм друг от друга симметрично относительно середины длины. С помощью твердомера ТКМ-359С определена твердость материала по Бринелю (НВ) в трех точках на плоских сторонах образцов до и после испытаний на растяжение (указана числами на рисунке 6 по зонам измерения).

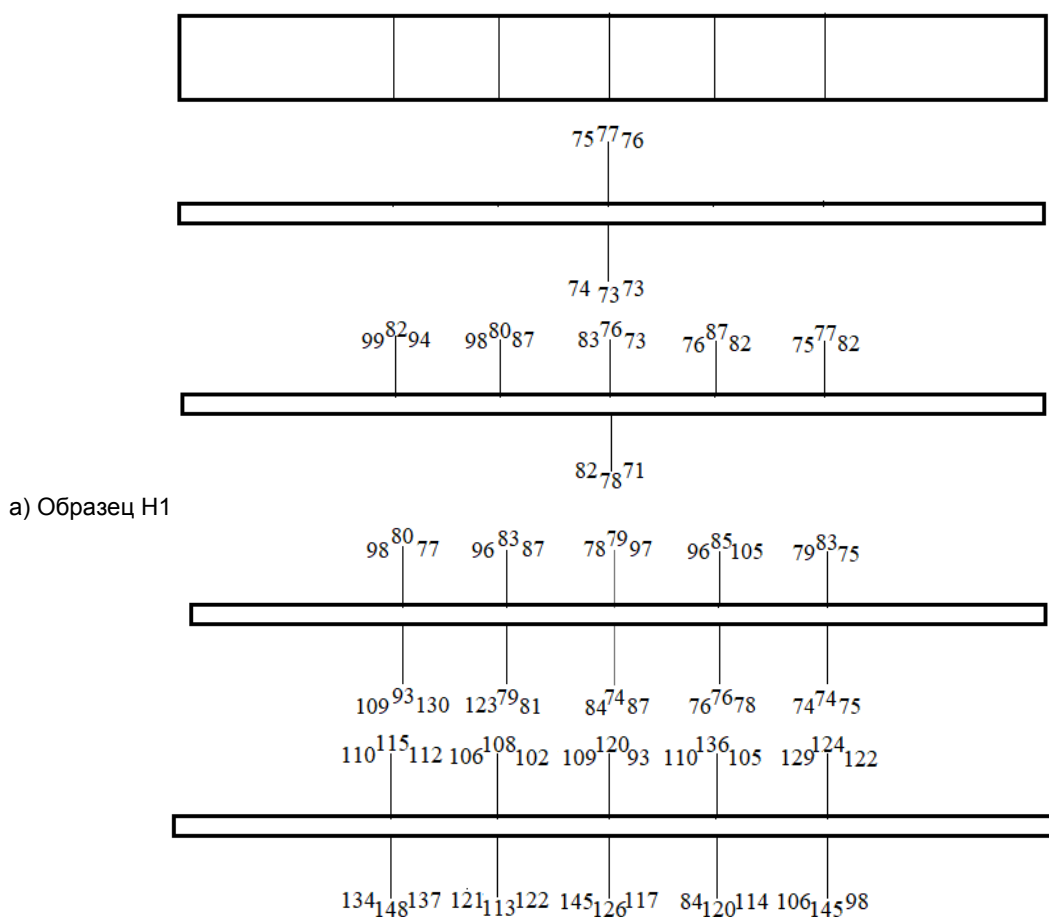


Рисунок 6 – Твердость поверхностных слоев для образцов Н1 (а) и Н2 (б) Сверху – до испытаний, снизу – после испытаний на растяжение

Деформирование стали 35 при растяжении приводит к повышению твердости поверхностного слоя и пластической деформации, необратимо меняющей структуру материала. Степень увеличения твердости прямо пропорциональна величине пластической деформации, так как кристаллическая решетка искажается, затрудняя движение дислокаций.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Технологические процессы лазерной обработки : учеб. пособие / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров; под ред. А. Г. Григорьянца. – 2-е изд., стер. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 663 с.
2. Миширук, О. М. Влияние режимов лазерной закалки на свойства стали 40X13 / О. М. Миширук [и др.] // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2023. Т. 68, №2. – С. 103 – 112.
3. Mishchiruk, O. M. Research into the influence of laser scanning speed on the characteristics of 10G2 steel / O. M. Mishchiruk [et. al.] // Vestnik of Brest State Technical University. – 2023. – №3. – P.69–74.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ И КИНЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ВНУТРЕННЕЙ АДСОРБЦИИ РАСТВОРЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ В α -Fe

Филиппова В.П.^{1*}, Томчук А.А.^{1,2,3}, Блинова Е.Н.¹

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

²Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана,
Москва, Россия

³Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева,
Москва, Россия

**varia.filippova@yandeex.ru*

Явление внутренней интеркристаллитной и поверхностной адсорбции в твердых растворах вызывает наибольший интерес применительно к сталям массового назначения, которые в основном состоят из железа, и содержат большое количество трудно устранимых примесей, образующих сегрегации, которые приводят к зернограницной хрупкости, влияют на коррозию, износостойкость поверхности, жаростойкость, другие физико-механические свойства в различных эксплуатационных условиях, включая нагрев стволов при выстреле. Подбор оптимальных режимов термообработки и легирования стали элементами, которые уменьшают вредное действие примесей, является актуальной задачей.

Экспериментально, методом Оже-спектроскопии, показано существование определенных температурных интервалов образования поверхностных сегрегаций для ряда растворенных элементов (C, N, B, P, Mo, Ti, Al, S, Sn, Cu) в сплавах на основе α -Fe при изотермических выдержках в вакууме [1]. При этом установлено, что чем выше объемная диффузионная подвижность растворенного элемента, тем ниже по температурной шкале положение температурного интервала его сегрегирования.

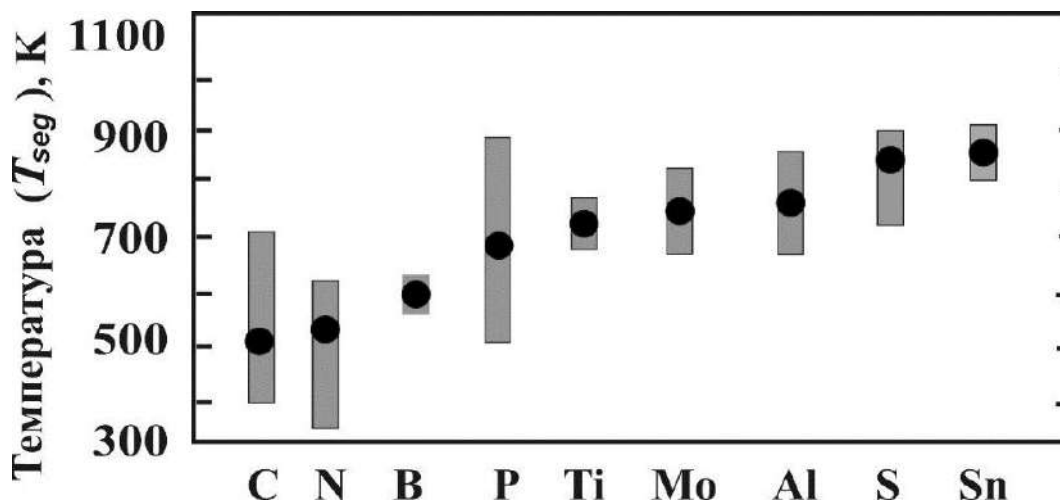


Рисунок 1 – Температурные интервалы образования поверхностных сегрегаций растворенных элементов в исследованных сплавах на основе α -Fe, (T_{seg}), определенные методом Оже-спектроскопии [1], представленные в порядке возрастания T_{seg}

Таблица 1 – Параметры коэффициента D объемной диффузии растворенных элементов в сплавах на основе α -Fe и низколегированных малоуглеродистых сталях: $D=D_0 \exp(-Q/RT)$, по приведенным к общим условиям данным из [2].

Элемент	N	C	B	Mo	Al	Ti	Sn	S	P
Q , Дж/моль	74289	76677	79610	238830	241736	243020	256344	256428	275000
D_0 , см ² /с	0,00144	0,025	0,0023	0,44	5,9	20	8	1700	376

С точки зрения равновесной термодинамики не существует различия между сегрегациями на межзеренной (интеркристаллитной) границе и на внешней поверхности, образовавшимися в результате внутренней адсорбции растворенных

атомов из объема сплава, поскольку в обоих случаях стимулом к образованию сегрегации считается уменьшение общей свободной энергии системы (объем + поверхность или объем + граница) за счет уменьшения избыточной энергии дефектной кристаллической решетки. Чем меньше растворимость элемента в объеме, X_{vo} , тем больше его склонность к образованию сегрегации. Как правило, растворимость элемента в α -Fe увеличивается с повышением температуры, поэтому растворение в объеме считают процессом обратным образованию сегрегаций [3, 4].

Предложен теоретический подход, основанный на математическом анализе температурного градиента изменения предельной объемной растворимости и равновесной поверхностной концентрации растворенного элемента, описываемой по аналогии с адсорбцией газов на свободной поверхности, который позволяет прогнозировать температурный интервал образования сегрегации для растворенных элементов в твердых растворах на основе α -Fe и в малоуглеродистых сталях решением уравнения (1) относительно величины T_{seg} :

$$T_{seg}^2 = \frac{E_{seg}}{R} \left[X_{vo}(T) / \left(\frac{\partial X_{vo}(T)}{\partial T} \right) \right] \quad (1),$$

где $\partial X_{vo}(T)/\partial T$ – температурный градиент изменения предельной объемной растворимости компонента; E_{seg} – некоторый термодинамический стимул образования сегрегации, называемый «энергией сегрегирования» (по своему физическому смыслу эта величина является энтальпией образования сегрегации с обратным знаком, компонент твердого раствора образует сегрегацию, если $E_{seg} > 0$).

Выполненные теоретические расчеты согласуются с экспериментальными результатами [1] и [5, 6, 7]:

[5] – в низколегированных малоуглеродистых сталях и сплавах на основе α -Fe поверхностные сегрегации образуются в определенных интервалах: P (773÷973 K), S (823÷973 K), Mo (773÷823 K), B (около 673 K), C (около 873K);

[6] – явление обратимой отпускной хрупкости средне- и низкоуглеродистых сталей, наблюдаемое при температурах выдержки около 750÷800K, или медленном охлаждении через эти температуры, связывается с образованием сегрегаций фосфора на границах первичных аустенитных зерен;

[7] – при изменении температуры изотермической выдержки было экспериментально установлено преимущественное увеличение концентрации S на поверхности α -Fe в интервале около 950 K.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Филиппова В.П., Глезер А.А., Томчук А.А., Сундеев Р.В. // Проблемы черной металлургии и материаловедения, 2017, №1, с.56-70.
2. Adda Y., Philibert J. La Diffusion Dans les Solides. - Par Saclay, Paris, 1966.
3. Мак Лин Д. Границы зерен в металлах. – М., Металлургия, 1960 г.
4. Hondros E.D., Seah M.P. // Met. Trans. 1977. V 8A. P.1363-1371.
5. Lejcek P. Grain Boundary Segregation in Metals. Springer, 2010.
6. Eyre B. L., Edwards D. C., Titchmarsh J. M. Physical metallurgy of reversible temper embrittlement. – In: Adv. Phys. Met. and Appl. Steels Int. Conf. – London.- 1982, pp.246-258.
7. Абашкин Ю.Г., Деменьтьев А.П., Джибути Т.М., Иванова О.П. // Поверхность, 1989, N11, с.48-54.

СОНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ И ИХ СОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА В ОТНОШЕНИИ ГЕКСАВАЛЕНТНОГО ХРОМА

Критченков А.С.^{1,2*}, Голубев Р.А.^{1,2}, Нгуен Ван Линь¹, Лобанов Н.Н.¹, Сикаона Н.¹,
Хубиев О.М.¹, Семенова Д.И.^{1,2}

¹Российский университет дружбы народов им. Патриса-Лумумбы, Москва, Россия

²Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

**platinist@mail.ru*

Слоистые двойные гидроксиды (СДГ) — это неорганические соединения, состоящие из положительно заряженных слоев двух- и трехвалентных катионов металлов, связанных мостиковыми гидроксид-анионами [1, 2].

В рамках исследования были получены СДГ Mg/Fe с использованием различных режимов ультразвукового синтеза, а именно 28, 40 кГц (образцы 28.1 и 40.1) или 1,7 МГц (образец 1.7) после соосаждения, и 28 или 40 кГц (образцы 28.2 или 40.2) во время соосаждения. Время ультразвуковой обработки составляло 15 минут, в то время как синтез традиционными методами (образец Т) требовал термической обработки в течение 24 часов. В результате рентгенодифракционных исследования показано, что режимы синтетического ультразвука приводят к различным кристаллическим микроструктурам полученного СДГ, то есть к различным размерам кристаллитов и различным микродеформациям. Наибольшие размеры кристаллитов и наименьшие микродеформации характерны для образцов, полученных традиционным синтезом (Т) или ультразвуком после соосаждения (40.1 и 1.7). Образец 28.1 занимает промежуточное положение. Ультразвуковая обработка во время соосаждения (28.2 и 40.2, однако образец 40.2 плохо кристаллизован) приводит к наименьшим размерам кристаллитов и наибольшим микродеформациям.

Синтезированные СДГ способны сорбировать хромат-ионы, относящиеся к экологически опасным загрязнителям. Сорбция хромат-анионов исследуемыми СДГ происходит с высокой скоростью и имеет псевдвторой порядок. Полученные сорбенты образуют следующий ряд в порядке возрастания K_2 : Т – 1.7 – 28.1 – 40.1 – 40.2 – 28.2. Таким образом, ведущим сорбентом по скорости сорбции является LDH 28.2. Сорбционные равновесия хорошо описываются моделью Фрейндлиха. Адсорбция хромат-ионов не оказывает существенного влияния на параметры ячейки или межслоевое расстояние, а напротив дополнительно стабилизирует кристаллическую решетку за счет изменения типов связей по сравнению с более подвижными нитрат-ионами.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта БРФИИ № T25УЗБ-121.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (ГЗ FSSF-2026-0043) в рамках федерального проекта «Разработка технологий управляемого термоядерного синтеза и инновационных плазменных технологий».

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Kameliya, J., Verma, A., Dutta, P., Arora, C., Vyas, S., Varma, R. S. Layered Double Hydroxide Materials: A Review on Their Preparation, Characterization, and Applications. *Inorganics*. – 2023. – 11 (3). P. – 121.
2. Mishra, G., Dash, B., Pandey, S., Layered double hydroxides: A brief review from fundamentals to application as evolving biomaterials. *Applied Clay Science*. – 2018. – 153. – P. 172-186.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СПОСОБЫ ПОДГОТОВКИ ПОЛОТНА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОМПОЗИТНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рухман А.А.^{1*}, Задорожный В.С.², Рухман Е.П.¹

¹ООО «Ультразвуковые генераторы», Москва, Россия

²ООО «Ультра-Резонанс», Екатеринбург, Россия

**aruhman@yandex.ru*

Композитные полимерные материалы (ПКМ) представляют собой сложные материалы, состоящие из двух и более компонентов. Они придают изделию уникальные механические, физические и химические свойства. ПКМ применяются в авиации, космонавтике, автомобильной промышленности, судостроении, энергетике, строительстве, архитектуре и др.. Обычно ПКМ состоит из армирующих волокон (стекловолокна, углеродные волокна) и матрицы (полимерной, металлической или керамической), которая объединяет волокна и передает нагрузку. Наиболее широкое распространение получили композиционные материалы на основе стеклянных волокон. Таким материалам присущи высокая механическая прочность, хорошие электро- и теплоизоляционные свойства, стойкость к воздействию агрессивных сред в различных климатических условиях, возможность конструирования изделий с учетом действующих нагрузок путем выбора рациональной структуры армирования, доступность и относительно низкая стоимость стеклянных наполнителей.

В процессе текстильной переработки стеклянные волокна обрабатывают специальными защитными веществами – замасливателями. Замасливатели непрерывных стеклянных волокон делятся в зависимости от назначения на текстильные (или технологические) и гидрофобно-адгезионные (или прямые, аппреты). Технологические (текстильные) замасливатели защищают волокна от разрушения при трении друг о друга и о поверхность оборудования, от склеивания их в нить, от воздействия влаги, облегчают размотку и кручение нитей, препятствуют накоплению заряда статического электричества при трении и т.д. [1-3].

Наиболее распространенным текстильным замасливателем является парафиновая эмульсия, представляющая собой многокомпонентную водоземную дисперсию, содержащую парафин, стеарин, вазелин, трансформаторное масло, препарат ОС-20, закрепитель ДЦУ и воду [3]. Однако при создании композиционных материалов текстильные замасливатели препятствуют адгезионному взаимодействию между волокном и связующим, в результате чего в условиях повышенной влажности прочность стеклопластиков при изгибе и сжатии снижается до 50–60% с одновременным ухудшением диэлектрических свойств. Для устранения этого недостатка перед стадией нанесения связующего проводят расшлихтовку – обработку стекловолоконной основы ПКМ с целью удаления замасливателя. Одним из вариантов расшлихтовки является термическая обработка стеклянного наполнителя – прогрев до температур 300–320°C. Однако этот метод не лишен недостатков – длительный прогрев ухудшает характеристики стекловолокна [4].

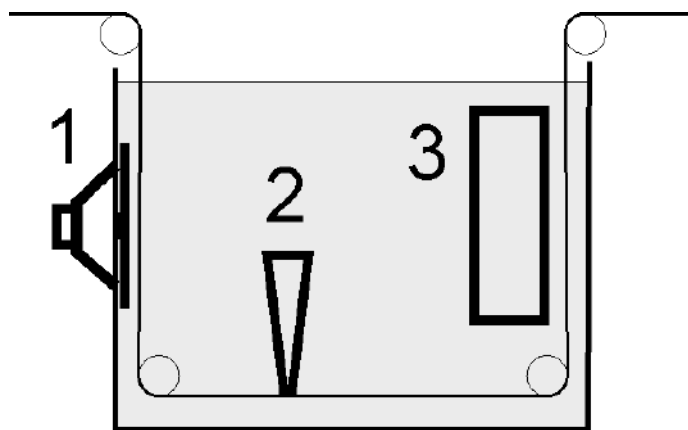
В настоящей работе описывается принцип и установка очистки (расшлихтовки) стекловолоконного полотна от замасливателя при помощи ультразвуковой (УЗ) обработки с последующей термической обработкой. Была поставлена задача обеспечить объемное воздействие на большие поверхности стеклополотна. Требовалось произвести равномерную по ширине и длине очистку (расшлихтовку) без применения ПАВ стеклополотна в рулонах 100-150 м от технологического замасливателя. В процессе решения задачи было установлено, что изменение состава технологического замасливателя у разных производителей полотна существенно влияет на физико-химические свойства замасливателя и, тем самым, на эффективность процесса расшлихтовки. В исходной постановке задачи (и принятой технологии расшлихтовки) предполагалось использование замасливателя на основе парафинов. Температура плавления парафинов не превышает 90°C, поэтому размягчение и плавление замасливателя в горячей воде существенно облегчает УЗ обработку и улучшает качество расшлихтовки. В процессе наладки оборудования мы столкнулись с изменением состава замасливателя - переход от парафинов к стеарату

кальция, температура плавления которого существенно выше 100^oC. однако запаса параметров установки хватило и на ускорение расшлихтовки с таким замасливателем.

Для расшлихтовки из полотна была сконструирована специальная ультразвуковая ванна (Рисунок 1), давшая возможность применить три технологических воздействия ультразвуком.



а



б

Рисунок 1. Установка по расшлихтовке стеклополотна (а) и схема ультразвукового воздействия на полотно (б) (1. Низкочастотная мембрана (ПМС6-22); 2. Высокоамплитудный излучатель ножевого типа; 3. Мембранный погружной пьезокерамический излучатель повышенной частоты.).

1. Обработка ультразвуком с помощью мембранного излучателя на низкой частоте (18-22кГц). Низкочастотная мембрана создает мощное акустическое поле, проникающее глубоко в волокна полотна и вымывающее шлихту. Обработка низкочастотной мембраной происходит с одной стороны полотна.

2. Обработка ультразвуком с помощью высокоамплитудного излучателя ножевого типа в широком диапазоне частот (20-50 кГц). Высокоамплитудный излучатель ножевого типа обрабатывает полотно с другой стороны. Он производит мощное контактное воздействие на полотно. «Нож» излучателя прижатый к полотну не создает кавитацию. Создаваемые им мощные акустические течения выводят из полотна частицы механических загрязнений и компоненты замасливателя, имеющие высокую температуру плавления и высокую плотность, которые оседают в дальнейшем на дно ванны.

3. Обработка ультразвуком с помощью мембранного погружного пьезокерамического излучателя на повышенной частоте (44 кГц). Мембранный излучатель повышенной частоты мягко воздействует на полотно, смывая с его поверхности обладающие высокой адгезией легкоплавкие и малой плотности компоненты замасливателя.

Основные фракции замасливателя на основе парафинов имеют температуру плавления 60 – 85^oC. [1]. Поэтому в жидкости поддерживается средняя температура 80^oC (85+/-5). Для поддержания такой температуры был сконструирован проточный котел (18 кВт), из которого вода с температурой до 95^oC подается в нижнюю часть ванны, со скоростью 1-3 л/мин. Нижняя подача горячей воды обеспечивает создание конвекционных потоков, поднимающих на поверхность легкие фракции замасливателя. В ванне организована система поперечного перетока жидкости и последующего перелива ее в систему фильтрации и удаления в систему канализации. Эта гидравлическая схема позволяет поддерживать достаточную температуру и чистоту жидкости для очистки больших объемов полотна.

При конструировании рабочего объема установки были созданы несколько зон акустического воздействия. Использовались следующие приемы:

- Квантование поля (акустическое поле распространяется по принципу стоячей волны). Максимальное акустическое давление возникает в диапазоне расстояний четверть – половина длины волны рабочей частоты в среде [5-9]. Поэтому полотно в зоне акустического воздействия размещается на этом расстоянии.

- Принцип отражения акустической волны от боковых стенок и акустических экранов [5-9]. Дополнительно акустический экран выполняет функцию разделения зон очистки в жидкой среде.

- Создание мощных акустических потоков, усиливающих гравитационные силы или учитывающих разную плотность компонентов замасливателя и среды.

Возбуждение ультразвуковых излучателей магнитострикционного типа осуществлено ультразвуковым генератором типа УЗГ5, пьезокерамические излучатели запитаны ультразвуковым генератором типа УЗГ20-1500. Управление и протоколирование параметров технологического процесса осуществляется автоматизированной системой на базе микроконтроллеров производства РФ. Протоколы обработки полотна передаются в диспетчерский пункт цеха. В число протоколируемых параметров входят время запуска, контрольная точка выхода всех параметров установки в заданный диапазон, разрешение на запуск технологического процесса, контролируется состояние и включение/выключение всего оборудования и скорость протяжки полотна, строятся графики параметров во время технологического периода.

Завершающим этапом расшлихтовки стеклополотна от замасливателя стала его термическая обработка при температуре в диапазоне 300-320⁰С. Нами была разработана эффективная сушка мощностью 27 кВт. Она оснащена роторными вентиляторами, обеспечивающими заданную скорость потока воздуха и его направления от конца сушки (сухого конца полотна) в сторону мокрого конца полотна. На выходе из сушки установлено устройство дымоудаления, связанное через систему фильтров с системой вентиляции. Предварительная обработка полотна ультразвуком позволила увеличить эффективность тепловой обработки, сократить время и температуру тепловой обработки и уменьшила количество технологических циклов обработки в 5 раз и сохранить механические свойства стеклополотна.

Опытная установка была установлена в 2025 г. в цеху предприятия и успешно эксплуатируется в настоящее время. Сложность поставленных технологических требований (равномерность очистки всего полотна по ширине и длине; изменяющийся состав технологического замасливателя у производителей полотна; обеспечение объемного воздействия на большие поверхности полотна) требует дальнейшего усовершенствования разработки. Также представляется полезной разработка новых методов оценки качества очистки полотна, в частности, обеспечение непрерывного контроля качества расшлихтовки в процессе обработки.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Михайлин Ю.А. Конструкционные полимерные композиционные материалы. М.: «НОТ». 2008г.
2. Гутников С.И., Лазорьяк Б.И., Селезнев А.Н. Стекланные волокна: учеб. пособие. М.: МГУ, 2010г.
3. Иващенко Е.А. Замасливатели и аппреты для базальтовых и стекланных волокон. Химическая технология. 2008г. Т. 9. №1. С. 16–20.
4. Хувинк Р., Ставерман А. - Химия и технология полимеров. Том 2. Промышленное получение и свойства полимеров. Перевод с немецкого под редакцией М.М.Котона. М.-Л., Химия, 1965г.
5. Бергман Л. Ультразвук и его применение в науке и технике. М.: ИИЛ, 1957г.
6. Сб. Источники мощного ультразвука. Под редакцией Л.Д.Розенберга. М., «Наука», 1968г.
7. Теумин И.И. Ультразвуковые колебательные системы. Москва: Машгиз, 1959.
8. Фаерман В.Т. Применение ультразвука для обработки текстильных материалов. – М.: Легкая индустрия, 1969г.
9. Мощный ультразвук в металлургии и машиностроении / Под ред. Абрамова О.В. и Приходько В.М. – М.: Янус –К, 2006г.

ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ В-СОДЕРЖАЩИХ 12% CR СТАЛЕЙ**Федосеева А.Э.***Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
fedoseeva@bsuedu.ru*

Создание энергетических установок нового поколения с суперсверхкритическими параметрами пара (температура 600–620°C, давление 25–30 МПа) требует разработки новых материалов, сочетающих высокое сопротивление ползучести с низким коэффициентом термического расширения. Наиболее перспективными кандидатами являются высокохромистые мартенситные стали. Концепция MARBN (Martensite – Boron – Low Nitrogen) для сталей с 9–10% Cr показала высокую эффективность за счет замены нестабильных карбонитридов MX на граничные карбиды $M_{23}(C,B)_6$ с низкой межфазной энергией. Применение этой концепции к сталям с 12% Cr открывает возможность подавления образования Z-фазы (Cr(V,Nb,Ta)N), которая является основной причиной деградации прочности при ползучести в интервале температур 550–700°C. Однако влияние комплексного легирования (Ta, Nb, Co, Cu) на долговременную микроструктурную стабильность 12% Cr сталей остается недостаточно изученным. Цель работы - исследовать влияние комплексного легирования (Ta, Nb, Co, Cu) на микроструктурную эволюцию и сопротивление ползучести двух высокобористых (0,01% B) низкоазотистых (0,003% N) 12% Cr сталей: базовой 12CrNb и модифицированной 12CrNbTa.

Исследовали две опытные стали, выплавляемые вакуумно-индукционной плавкой: 12CrNb (0,07% Nb, 3,9% Co) и 12CrNbTa (0,04% Nb, 0,07% Ta, 3,0% Co). Обе стали содержали 0,01% B и 0,003% N. Термическая обработка включала закалку (1050–1070°C, 1 ч, воздух) и отпуск (770°C, 3 ч, воздух). Испытания на ползучесть проведены при 650°C в диапазоне напряжений 200–80 МПа до разрушения. Структуру исследовали методами оптической, сканирующей (SEM) и просвечивающей (TEM) электронной микроскопии, включая EDS-анализ. Расчеты фазовых равновесий выполнены в программе Thermo-Calc (база TCFe7).

После отпуска обе стали демонстрировали смешанную структуру, состоящую из отпущенного троостомартенсита с реечной структурой и островков δ -феррита (доля 6–10%, размер зерен 10–15 мкм). Размер исходного аустенитного зерна составлял ~50 мкм для обеих сталей. Ширина мартенситных реек была одинаковой (300±50 нм), плотность дислокаций составляла $\sim 2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Основное различие заключалось в дисперсности фаз:

(а) в стали 12CrNb обнаружены карбиды $M_{23}C_6$ (средний размер 60 нм, объемная доля 1,68%) и карбонитриды NbX (29 нм);

(б) в стали 12CrNbTa выявлены $M_{23}(C,B)_6$ (55 нм, объемная доля 1,97%) и (Ta,Nb)X (35 нм).

Важно отметить, что в стали 12CrNb наблюдались более крупные частицы W_2B (0,9 мкм против 0,6 мкм в 12CrNbTa), что указывает на возможное связывание бора в боридах и его недостаток для обогащения карбидов.

Комплексное легирование (Ta, Nb, Co) привело к трехкратному увеличению времени до разрушения во всем диапазоне напряжений 200–80 МПа. В стали 12CrNbTa обнаружен перелом на кривой длительной ползучести при напряжении 140 МПа, тогда как для стали 12CrNb зависимость "напряжение – время до разрушения" описывалась единой линейной регрессией.

Анализ зависимости минимальной скорости ползучести от приложенного напряжения выявил:

(а) для стали 12CrNb: постоянный показатель напряжения в уравнении пластической деформации $n^* \approx 3,5$ во всем диапазоне;

(б) для стали 12CrNbTa: два режима – при высоких напряжениях (>140 МПа) $n^* = 9,3$ (внутреннее обратное напряжение ~100 МПа) и при низких напряжениях (<140 МПа) n^* снижается до 3,0 (внутреннее напряжение ~45 МПа).

Кинетика роста мартенситных реек/субзерен описывается степенным законом $D \sim t^N$. Для стали 12CrNb показатель $N = 2$, что указывает на свободную миграцию границ, контролируемую их кривизной. Для стали 12CrNbTa $N = 3$, что свидетельствует о заторможенном росте мартенситных реек за счет возникновения сил Зинера (сдерживание границ дисперсными частицами).

Был проведен анализ укрупнения всех типов частиц в исследуемых сталях, который выявил существенные различия в кинетике укрупнения карбидов $M_{23}(C,V)_6$. В стали 12CrNb постоянная скорости укрупнения $K_p = 6,9 \times 10^{-12}$ мкм⁴/с; доля мелких частиц размерами <50 нм по границам реек снижается ниже 10% уже после 1263 ч ползучести. В стали 12CrNbTa $K_p = 2,3 \times 10^{-12}$ мкм⁴/с (в 3 раза ниже), доля мелких частиц вдоль малоугловых границ сохраняется на уровне 10% даже после 27 829 ч ползучести.

Расчет межфазной энергии показал, что в стали 12CrNbTa карбиды имеют $\gamma = 0,1$ Дж/м², что характерно для бор-обогащенных $M_{23}(C,V)_6$. В стали 12CrNb межфазная энергия составляет 0,3 Дж/м², что соответствует обычным карбидам $M_{23}C_6$ в сталях с 0,005% В.

Карбонитриды МХ также демонстрируют различную термическую стабильность в процессе ползучести. Карбонитриды (Ta,Nb)X в стали 12CrNbTa имеют аномально высокий показатель роста $N = 11$, сохраняя средний размер ~40 нм в течение 27 829 ч ползучести. Карбонитриды NbX в стали 12CrNb укрупняются с показателем $N = 3$, достигая размера 65 нм после 10 770 ч ползучести.

Фаза Лавеса $Fe_2(W,Mo)$ и Си-обогащенная фаза укрупнялись в обеих сталях с сопоставимой кинетикой роста ($N = 3$), однако в стали 12CrNbTa наблюдалась задержка начала ускоренной стадии укрупнения фазы Лавеса до ~9000 ч.

Выявленные различия в поведении сталей объясняются следующими факторами:

(1) Обогащение карбидов бором. Несмотря на одинаковое высокое содержание бора (0,01%) в обеих сталях, в стали 12CrNb формируются более крупные частицы W_2B (0,9 мкм против 0,6 мкм), которые связывают значительную часть бора, делая его недоступным для обогащения $M_{23}C_6$. В стали 12CrNbTa более дисперсные бориды W_2B , вероятно, обусловлены влиянием тантала и более высокой температурой аустенитизации на кинетику растворения при горячей деформации. Это обеспечивает эффективное обогащение карбидов бором и снижение межфазной энергии до 0,1 Дж/м².

(2) Влияние примесных элементов. Более высокие концентрации Si, Mn и Ni в стали 12CrNb способствуют образованию сегрегаций вокруг карбидов, увеличивая их межфазную энергию и ускоряя укрупнение.

(3) Оптимизация содержания Со. Снижение содержания Со с 3,9% до 3,0% в стали 12CrNbTa позволило найти оптимальный баланс между снижением коэффициента диффузии Cr и минимизацией увеличения межфазной энергии.

Сохранение высокой доли мелких частиц $M_{23}(C,V)_6$ с размерами <50 нм в стали 12CrNbTa обеспечивает эффективные силы Зенера (0,12–0,16 МПа) и напряжение отрыва (>25 МПа), что стабилизирует реечную структуру и подавляет переползание дислокаций в режиме высоких напряжений ($n^* = 9,3$). Снижение доли мелких частиц вдоль малоугловых границ ниже 15% приводит к переходу в регион низких напряжений ($n^* \approx 3$) с ускоренной деградацией микроструктуры.

Таким образом, эффективность концепции MARBN для 12% Cr сталей достигается только при комплексной оптимизации химического состава, включающей контроль содержания Si, Mn, Ni, баланса W, Co и B, а также минимизацию образования крупных боридов W_2B . Ключевым фактором длительной прочности при ползучести является стабильность карбидов $M_{23}(C,V)_6$ на границах мартенситных реек.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда № 24-79-10112 с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ МАЛОЦИКЛОВОЙ ФРАГМЕНТАЦИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКИХ ТРЕЩИН С УЧЕТОМ ХАРАКТЕРИСТИК МИКРО, МЕЗО РЕЛЬЕФА И АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА

Макаренко И.В., Макаренко Л.В.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук,
Москва, Россия.

e-mail: I.V.Makarenko@yandex.ru

В работе проведены исследования процессов развития разноориентированных поверхностных полуэллиптических трещин в сварных соединениях при нелинейных граничных условиях нагружения [1-5]. Предложены уточняющие параметрические уравнения состояния упругопластической деформационной анизотропии. Даны функциональные зависимости параметров кинетических диаграмм малоциклового разрушения от механических свойств материала для широкого класса сварных соединений аустенитных нержавеющей сталей типа 12X18H10T. К настоящему времени математически завершенной теории роста трещин в сплошной среде с учетом неоднородности свойств не существует.

В данном исследовании проводились испытания на растяжение - сжатие трубчатых сварных образцов, внешним диаметром $D = 50$ мм и внутренним – $d = 30$ мм, стали типа 12X18H10T при симметричном цикле нагружения с нанесенными на внешнюю поверхность разно-ориентированными полуэллиптическими трещинами (рисунок1). Где: ОМ – основной металл, ЛС – линия сплавления, СШ - сварной шов. Исходные трещины наносились электроэрозионным методом и исследования проводились согласно методике [1-2].

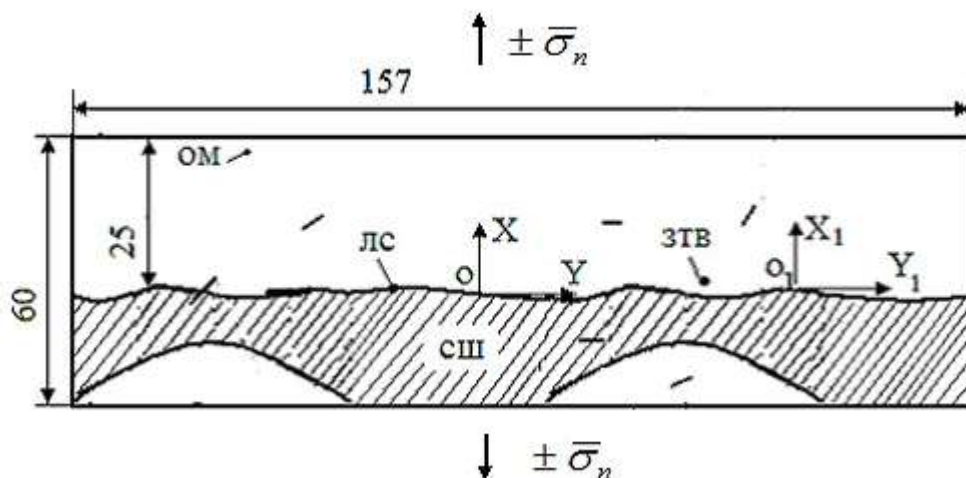


Рисунок 1 - Схема нанесения исходных наклонных поверхностных полуэллиптических трещин на развертке внешней боковой поверхности цилиндрического сварного образца стали 12X18H10T.

На основе расчетно-экспериментальных результатов получены соответствующие эмпирические выражения для поверхностей разрушения исследуемых трещин в сварном континууме.

$$\{\tilde{\lambda}_{\varphi i}, b/a\} = F(\varphi, \sigma_{bi}, \sigma_{Ti}, \bar{e}_{fi}, \bar{e}_c, t, B_i), \quad (1)$$

где λ_b^* , λ_a^* - соответственно ширина фрактографических бороздок λ_φ , образовавшихся при малоцикловом нагружении вдоль расчетных полуосей эллипса b^* и a^* ; t - толщина оболочки, σ_{bi} и σ_{Ti} - локальные предел прочности и предел текучести, φ - эллиптический угол, $\bar{e}_{fi}$ - локальная деформация разрушения.

На основе математической модель распределения механических свойств материала исследуемых сварных соединений аустенитно-нержавеющих сталей типа 12X18H10T, согласно [3], использовались объемные поля распределения

относительных напряжений текучести $\bar{\sigma}_{Ti} = \sigma_{Ti} / \sigma_{T0}$ и прочности $\bar{\sigma}_{bi} = \sigma_{bi} / \sigma_{b0}$ в соответствующих точках объема. Получена функциональная взаимосвязь фрактографических параметров (λ_{b^*} , λ_{a^*}) с характеристиками механических свойств материала в соответствующих точках поверхности разрушения трещины.

$$\{\bar{\sigma}_{Ti}, \bar{\sigma}_{bi}\} = \{\lambda_{\varphi i}, b^*, a^*, A_i, B_i, D_i, \varphi, \bar{e}_{fi}, \bar{e}_c, t, B_0, \eta_b\}, \quad (2)$$

где: A_i, B_i, D_i (при $i = 1 - 6$), B_0 и η_b эмпирические параметры.

В результате расчетно-экспериментальных исследований микро и мезо характеристик фрагментации поверхности малоциклового разрушения показана возможность определения кинетики их формоизменения с учетом неоднородности материала.

При этом, с помощью программного комплекса ANSYS, определялись как, локальные поля упругопластических деформаций по контуру трещин, согласно деформационным критериям разрушения [4], так и величины упругопластической работы деформирования.

Получены результаты численных расчетов, отражающие перераспределение относительных величин удельной пластической работы деформирования $\tilde{A}_{p\varphi}$ при формоизменении поверхностей полуэллиптических малоциклового трещин нормального отрыва с учетом анизотропии материала.

$$\tilde{A}_{p\varphi} = A_{p\varphi=\pi/2} / A_{p\varphi=0}, \quad (3)$$

где: $A_{p\varphi=\pi/2}$, $A_{p\varphi=0}$ - удельная пластическая работа деформирования в самой глубокой ($\varphi=\pi/2$) и поверхностной ($\varphi=0$) точках трещины.

Предложенная оценка кинетики формоизменения поверхностей наклонных полуэллиптических трещин с учетом характеристик их микро и мезо рельефа в анизотропном материале, показала возможность уточняющего обоснования прочности, эксплуатационного ресурса и живучести элементов конструкций ответственного оборудования.

Работа выполнена за счет средств Государственного задания, код (шифр) научной темы, присвоенной учредителем (организацией - Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАН РАН)) FFGU-2024-0020.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Махутов Н.А., Макаренко И.В. Методика исследования кинетики полуэллиптических поверхностных наклонных трещин при малоциклового нагружении. - Заводская лаборатория. 1984. №2. С. 63-66.
2. Махутов Н.А., Макаренко И.В. Рост поверхностных наклонных трещин при малоциклового усталости. - Физико-химическая механика материалов. 1986. Т22. №1. С. 68-72.
3. Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. Исследование пространственной механической неоднородности сварных соединений аустенитных нержавеющих сталей. / Заводская лаборатория. 2004. №2. Т 70. С. 39 – 49.г.
4. Махутов Н.А. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. Новосибирск: Наука, 2005. 1110 с.
5. Physical Mesomechanics of Media and Computer-Aided Design of Materials / Ed. by V.E. Panin. Cambridge: Cambridge Interscience Publishing, 1998. 450 p.

ВЛИЯНИЕ ИОННО-ЛУЧЕВОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

**Багрец Д.А.^{1*}, Рубаник В.В.¹, Рубаник В.В. мл.¹, Урбан В.И.¹,
Чекан Н.М.², Акула И.П.²**

¹*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

²*Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь*

**bagurets@gmail.com*

Технологии азотирования широко применяются для модификации поверхности титана и его сплавов, используемых в различных областях. Процесс азотирования обеспечивает не только формирование диффузионной зоны твердого раствора азота в титане, но также и образование термодинамически устойчивых поверхностных нитридных слоев, таких как TiN и Ti₂N [1]. Существенным преимуществом технологии азотирования в сравнении, например, с осаждением ионно-плазменных покрытий является отсутствие проблемы адгезии покрытия с основой [2].

Для модификации сплавов никелида титана (TiNi) наибольшее распространение получили методы газового, лазерного и ионного азотирования [3]. Температура этих процессов, как правило, составляет ≥ 600 °С, что приводит к изменениям кинетики и температур мартенситных превращений (МП) в сплавах никелида титана из-за выделения вторичных фаз, таких как Ti₂Ni, Ti₃Ni, Ti₃Ni₄. С другой стороны это открывает перспективы для управления структурно-фазовым состоянием в сплавах TiNi и задания изделиям из них требуемых функциональных свойств по аналогии с тем, как это реализовано для процесса вакуумно-дугового осаждения покрытий TiN [4]. В связи с этим, несомненный научно-практический интерес представляет изучение параметров МП в сплавах TiNi различного состава после азотирования.

Объектами исследования являлись образцы никелида титана составов Ti-50,0ат.%Ni и Ti-50,8ат.%Ni, находящиеся при комнатной температуре соответственно в мартенситном и аустенитном состояниях. Азотирование осуществляли на установке УВНИПА 1-001, оснащенной ионным источником «Радикал», по режимам, указанным в таблице 1. Выбор температуры азотирования обусловлен тем, что в диапазоне 400–500 °С наиболее выражено влияние термической обработки на функциональные свойства сплавов TiNi. Предварительно образцы подвергали ионной очистке в среде аргона при следующих параметрах: $P_{Ar} = 1,5 \cdot 10^{-2}$ Па, $U = 3$ кВ, $I = 80$ мА, $t = 30$ мин.

Таблица 1 – Режимы ионно-лучевого азотирования образцов TiNi

Маркировка образца	P_{N_2} , Па	U , кВ	I , мА	T , °С	t , мин
400-2	$1 \cdot 10^{-2}$	3	100	400	120
500-2				500	

Кинетику и температуры МП в образцах TiNi исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при скорости нагрева/охлаждения 10 °С/мин. На основе анализа полученных результатов (Рисунки 1–2, Таблицы 2–3) сделаны следующие выводы:

- для сплава Ti-50,0ат.%Ni (Рисунок 1) последовательность и температуры МП после азотирования практически не меняются, в то же время наблюдается существенное снижение скрытой теплоты превращения с 5,4 Дж/г до < 1 Дж/г, причем более выраженное при температуре азотирования 500 °С;

- для сплава Ti-50,8ат.%Ni (Рисунок 2) в исходном образце пики выделения/поглощения тепла в исследуемом температурном диапазоне не регистрируются, что говорит об упрочненном состоянии материала в режиме поставки; после азотирования наблюдаются идентичные с точки зрения последовательности и характеристических температур МП, незначительно различающиеся величиной скрытой теплоты, причем она увеличивается с ростом температуры азотирования;

- выявленные различия влияния процесса азотирования на параметры МП в исследуемых сплавах TiNi обусловлены как их химическим составом, так и состоянием материала в режиме поставки.

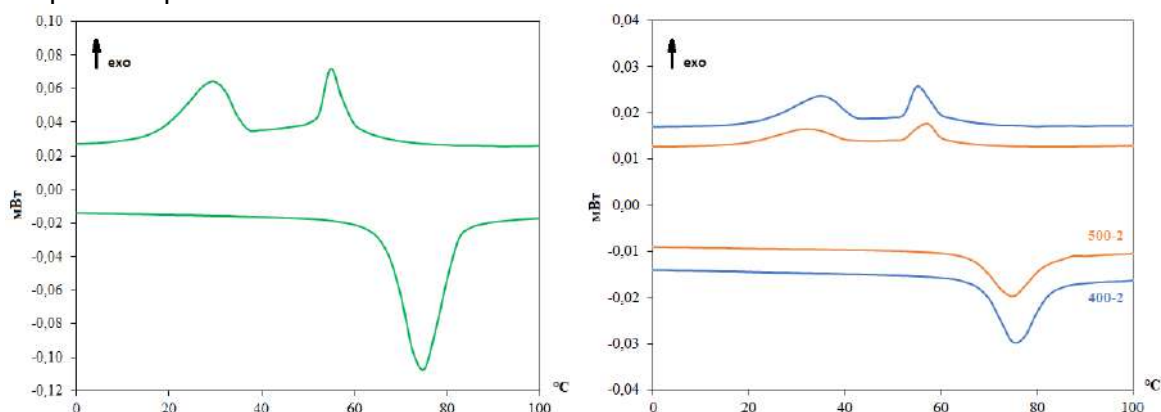


Рисунок 1 – ДСК-кривые сплава Ti-50,0ат.%Ni в состоянии поставки (слева) и после азотирования (справа)

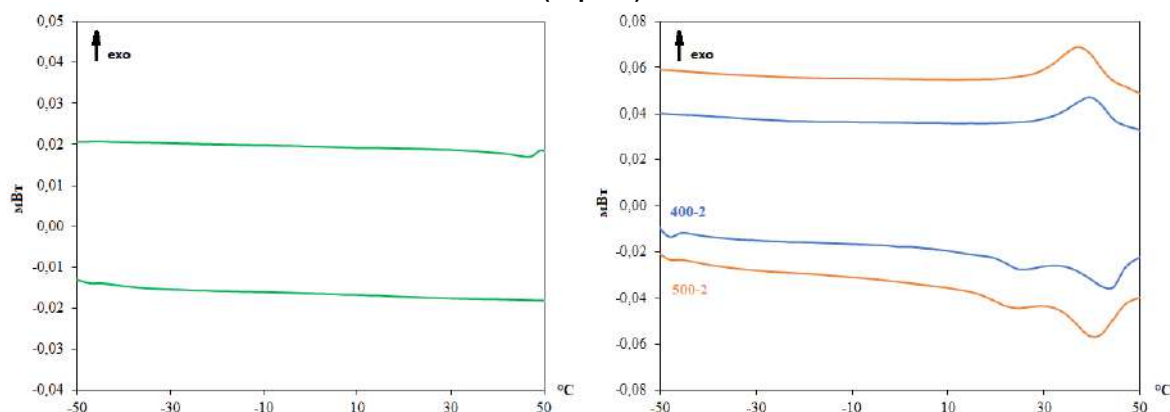


Рисунок 2 – ДСК-кривые сплава Ti-50,8ат.%Ni в состоянии поставки (слева) и после азотирования (справа)

Таблица 2 – Параметры мартенситных превращений в образцах сплава Ti-50,0ат.%Ni

Маркировка образца	Характеристические температуры						Скрытая теплота превращения	
	$M_H, ^\circ\text{C}$	$M_K, ^\circ\text{C}$	$M'_H, ^\circ\text{C}$	$M'_K, ^\circ\text{C}$	$A_H, ^\circ\text{C}$	$A_K, ^\circ\text{C}$	$\Delta H_{A \rightarrow M}, \text{Дж/г}$	$\Delta H_{M \rightarrow A}, \text{Дж/г}$
поставка	59	53	39	19	67	83	5,4	5,4
400-2	59	53	42	22	68	83	0,8	0,8
500-2	59	54	40	20	67	82	0,6	0,6

Таблица 3 – Параметры мартенситных превращений в образцах сплава Ti-50,8ат.%Ni

Маркировка образца	Характеристические температуры						Скрытая теплота превращения	
	$M_H, ^\circ\text{C}$	$M_K, ^\circ\text{C}$	$A_H, ^\circ\text{C}$	$A_K, ^\circ\text{C}$	$A'_H, ^\circ\text{C}$	$A'_K, ^\circ\text{C}$	$\Delta H_{A \rightarrow M}, \text{Дж/г}$	$\Delta H_{M \rightarrow A}, \text{Дж/г}$
400-2	45	31	20	26	32	48	1,0	1,1
500-2	45	29	16	29	34	47	1,4	1,5

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. А.М. Мамонов, В.С. Спектор, Е.А. Лукина и др. // Титан. 2010. Т.2. С.23–30.
2. И.Л. Поболь, И.Г. Олешук, А.Н. Дробов и др. // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. 2019. Т. 64, № 1. С. 25–34.
3. E. Czarnowska, T. Borowski, A. Sowinska et al. // Appl. Surf. Sci. 2015. V.334. P. 24–31.
4. В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., Д.А. Багрец и др. // Доклады НАН Беларуси. 2021. Т.65, №1. С.119–128.

ГАЗОВАЯ СРЕДА ОБЖИГА КАК ФАКТОР ФОРМИРОВАНИЯ ЦВЕТА, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ

Манкевич В.А., Волочко А.Т., Хорт Н.А.

Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь
v.mankevich@phti.by

В технологии производства керамических материалов обжиг является заключительной и наиболее ответственной стадией, поскольку именно на этой стадии формируются основные физико-химические свойства и цвет изделия [1].

В зависимости от количества кислорода в газовой атмосфере печи, обжиг может протекать в окислительной, нейтральной или восстановительной средах.

В традиционной технологии изготовления строительной керамики, при использовании в качестве топлива природного газа, обжиг осуществляется в газовой среде с избытком кислорода [2, 3]. Это обусловлено конструктивными особенностями печей, простотой горелочных систем, обеспечивающих полноту сгорания природного газа. При горении природного газа в избытке кислорода образуются углекислый газ и водяной пар. При таком обжиге изделия приобретают характерный красно-коричневый цвет.

При недостатке кислорода в газовой атмосфере печи обжига может образовываться нейтральная или восстановительная среда. Целенаправленное изменение параметров газовой среды (соотношений кислород / природный газ) открывает возможности для управления процессами, протекающих в керамических изделиях и влияющие на их свойства. В первую очередь управление газовой средой обжига позволит получать изделия с различными цветовыми характеристиками. В традиционной окислительной атмосфере оксид железа (III) (Fe_2O_3), присутствующий в глине, находится в форме гематита и придает изделиям привычные красные, терракотовые или желтые оттенки. В восстановительной среде, при неполном сгорании природного газа, образуется угарный газ (CO), который взаимодействует с оксидом железа (III) (Fe_2O_3), образуя оксиды железа FeO и Fe_3O_4 . Эти оксиды взаимодействуют с силикатными фазами, образуя соединения, которые могут в дальнейшем снижать температуру спекания и менять цвет изделия в широкой цветовой гамме от серого и коричнево-черного до черного. Это позволит получать изделия с декоративными эффектами без применения дорогостоящих синтетических красителей.

Одним из способов создания нейтральной среды во время термической обработки может быть обжиг в атмосфере азота. Предполагается, что обжиг в нейтральной среде также может приводить к переходу Fe_2O_3 в FeO и Fe_3O_4 , снижает вероятность образования дефектов поверхности и повышает прочность изделий. Материал приобретает однородность цвета, что улучшает его эстетические характеристики.

Целью работы является исследование влияния газовой среды обжига на микроструктуру и фазовый состав керамических изделий.

Для проведения исследования использовались глины месторождений «Заполье», «Туровское», «Городное».

Образцы для проведения исследований изготавливались из глин методом пластического формования. После формования была проведена сушка изделий в естественных условиях в течение не менее 24 ч с последующей сушкой в сушильном шкафу при температуре 100 ± 10 °C.

После сушки образцы подвергались термической обработке в электропечи при температуре 1050 °C на воздухе, в атмосфере азота и в атмосфере CO/CO₂ с выдержкой при максимальной температуре 1 ч. Для моделирования промышленных условий восстановительного обжига использовалась лабораторная установка, принцип действия которой заключался в удалении атмосферного воздуха из рабочей камеры с подводом необходимой газовой среды в процессе повышения температуры и выдержки материала.

Для анализа морфологии поверхности сколов полученных образцов строительной керамики проводилось исследование с использованием сканирующего электронного микроскопа «Mira» фирмы «Tescan» (Чехия).

На рисунке 1 представлены фотографии образцов, обожженных в различных газовых средах.



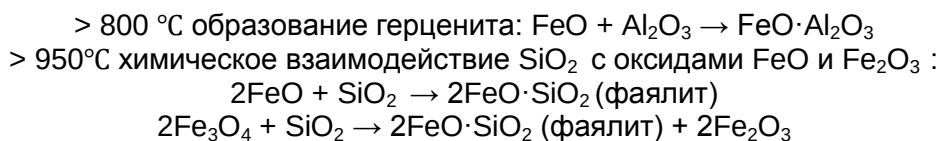
Рисунок 1 – Влияние среды обжига на цвет изделий из глин, различных месторождений: а) «Заполье»; б) «Туровское»; в) «Городное»

В образцах, полученных из глины месторождения «Заполье», основными кристаллическими фазами являлись кварц (SiO_2), алюмосиликат кальция ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$), алюмосиликата ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$). При обжиге в атмосфере азота наблюдалось образование железосодержащей фазы в виде ферросилита (FeSiO_3). При обжиге в среде CO/CO_2 соединений железа не обнаружено. Можно предположить, что в этом случае протекала реакция восстановления оксида железа (III) до оксида железа (II), который прореагировал с SiO_2 и полностью расплавился, образуя при охлаждении стеклофазу.

Основными кристаллическими фазами образцов, полученных из глины месторождения «Городное», являются кварц (SiO_2), алюмосиликат ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$). При обжиге в среде N_2 , CO/CO_2 наблюдается наличие феррокордиеритовой фазы. Дополнительными кристаллическими фазами при этом являются герцинит, фаялит, остаточный кристаллический кварц, **феррит-алюминиат**.

В образцах, полученных из глины месторождения «Туровское», обнаружены такие фазы как кварц (SiO_2), алюмосиликат ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$). При обжиге в условиях N_2 , CO/CO_2 выявлены такие фазы, как герцинит ($\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$) и фаялит ($2\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$).

Образование железосодержащих соединений проходит по следующим реакциям:



Огневая усадка образцов, обожженных в атмосфере азота, находилась в интервале 5,6 % – 8,0 %, образцов, обожженных на воздухе, 7,5 % – 10,6%, обожженных в атмосфере CO/CO_2 – 7,0 % – 8,87 %.

Открытая пористость образцов, обожженных в атмосфере азота, находилась в интервале 17 – 20 %, для образцов, обожженных на воздухе, – 12,8 – 25,4 %, обожженных в атмосфере CO/CO_2 – 12,3 % – 17,0 %.

Кажущаяся плотность изменяется в зависимости от пористости материала и для керамического кирпича обычно находится в пределах 1600 – 1900 кг/м³. Значение кажущейся плотности образцов, обожженных в атмосфере азота, находилась в интервале 1655 – 1835 кг/м³, для образцов, обожженных на воздухе, – 1849 – 1988 кг/м³, для образцов, обожженных в атмосфере CO/CO_2 – 1928,27 – 2005,46 кг/м³.

Изменение атмосферы обжига оказывает значительное влияние на структуру получаемых изделий. При обжиге в окислительной атмосфере структура представлена зернами глинистых минералов, соединенных между собой и формирующих мелкопористую структуру, в то время как восстановительная и нейтральная среда способствует спеканию глинистых частиц с формированием однородной плотной структуры со средними и крупными порами. Это связано с образованием легкоплавких соединений, в первую очередь железосодержащих.

Проведённые исследования показали, что газовая среда обжига (воздух, азот, CO/CO_2) влияет на фазовый состав, микроструктуру, цветовые характеристики и свойства строительной керамики. Согласно данным рентгенофазового анализа, основными кристаллическими фазами в образцах являются кварц (SiO_2), алюмосиликат кальция ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$), алюмосиликат ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$). В образцах, обожженных в среде N_2 , CO/CO_2 , обнаружены такие фазы, как герцинит, фаялит и феррокордиерит, которые определяют не только свойства, но и цвет изделий.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта БРФФИ № T25МП-004.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Кингери, У.Д. Введение в керамику. – М.: Стройиздат, 1964. – 534 с.
2. Волочко, А.Т. Огнеупорные и тугоплавкие керамические материалы / А. Т. Волочко, К. Б. Подболотов, Е. М. Дятлова. – Минск : Беларуская навука, 2013. – 385 с.
3. Балкевич, В. Л. Техническая керамика: учеб. пособие / В. Л. Балкевич. – М.: Стройиздат, 1984. – 256 с.

STRUCTURE OF HYDROXYAPATITE COATINGS OBTAINED BY ELECTRODEPOSITION

Bahrets D.A.^{1*}, Mozzharov S.E.¹, Savitsky V.O.¹, Salokha D.S.¹, Ngo Thi Anh Tuyet²

¹*Institute of Technical Acoustics of the NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus*

²*Institute of Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Vietnam*

**bagurets@gmail.com*

Hydroxyapatite (HA) with the chemical formula $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ is widely sought after as biocompatible and bioactive ceramics due to its structural and chemical similarity to the main mineral component of human bone tissue [1]. Disadvantage of hydroxyapatite is its low mechanical property values (strength, fracture toughness, and impact resistance), which significantly limits its application as a structural material, but does not preclude its use as a bioactive coating on metal implant surfaces. Among the variety of methods for applying HA coatings [2–4], electrochemical deposition (electrodeposition) holds a special place, with key advantages including: the ability to apply coatings to substrates with complex geometry and porous structure; low process temperatures; precise control of deposition parameters and, consequently, reproducibility of coating structure and properties [4].

This work investigated the structural and phase composition formation of hydroxyapatite coatings during electrochemical deposition in a potentiostatic mode on substrates made of 12Kh18N10T stainless steel and titanium nickelide. Using XRD, XRF, and IR-spectroscopy, the influence of electrolyte parameters (concentration of Ca^{2+} and PO_4^{3-} ions, pH, H_2O_2 and NaOH additions), temperature (23–85 °C), potential, and deposition time on the stoichiometry, crystallinity, texture, and crystallite size of HA coatings was studied.

It was shown that the phase composition and structure of the coatings are determined by a set of interrelated parameters: electrolyte temperature, its pH, the cathode potential value, and the presence of additives that regulate the local pH value in the near-cathode region.

It was experimentally confirmed that at room temperature, electrodeposition leads to the formation of predominantly brushite, regardless of the electrolyte concentration and the presence of the H_2O_2 additive. Increasing the temperature to 65–85 °C is a necessary condition for the synthesis of hydroxyapatite. Optimization of the electrolyte composition by adjusting the solution pH to 5.0–6.0 using NaOH and adjusting the potential in the range of -1.7...-1.8 V made it possible to obtain single-phase coatings close to stoichiometric HA.

XRD revealed that the coatings have a preferred texture in the direction of the crystallographic *c*-axis (texture coefficient > 0.5), which indicates an acicular crystallite morphology favorable for subsequent osseointegration. The best characteristics (high crystallinity $CI = 9.1$, crystallite size along the *c*-axis ~70 nm, *c/a*-ratio = 0.730) were obtained for the sample synthesized at $T = 75$ °C, pH = 5.0, and $U = -1.7$ V. IR-spectroscopy confirmed the presence of absorption bands characteristic of phase-pure, high-crystalline HA, and also revealed a slight substitution of phosphate groups by carbonate ions which is eliminated by subsequent annealing.

These results provide a foundation for developing surface modification techniques for metal implants, enabling their functionalization and improved biocompatibility.

The work is supported by the BRFFR (project T25B-013) and by the VAST (project QTBY01.06/25-26).

REFERENCES:

1. Y. Su, I. Cockerill, Y. Zheng et al. // *Bioact Mater*. 2019. V.4. P.196–206.
2. S. Awasthi, S.K. Pandey, E. Arunan, C. Srivastava // *J Mater Chem B*. 2021. V.9. P.228–249.
3. F.F. Rios-Pimentel, M.M. Méndez-González, M. García-Rocha // *Heat Treatment and Surface Engineering*. 2023. V.5(1). 2202002.
4. M.S. Safavi, F.C. Walsh, M.A. Surmeneva et al. // *Coatings*. 2021. V.11. 110.

ПОЛУЧЕНИЕ, ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ, ИЗУЧЕНИЕ ФОТОФИЗИЧЕСКИХ И СЕНСОРНЫХ СВОЙСТВ ФОСФОРЕСЦЕНТНОГО КОМПЛЕКСА МЕДИ(I) С ТИАМАЗОЛОМ И ЕГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ХИТОЗАНА

Критченков И.С., Критченкова А.Х.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
ilya.kritchenkov@gmail.com

В данной работе нами предложена новая методика синтеза кластера меди(I) с тиамазолом (рис. 1). В отличие от оригинальной статьи, в которой применялся сложный электрохимический способ получения, в разработанной нами методике удалось повысить выход целевого комплекса **1** с 10% до 92%, снизить время синтеза с 5 часов до 15 минут, а также применить более дешевый растворитель ацетон вместо ацетонитрила.

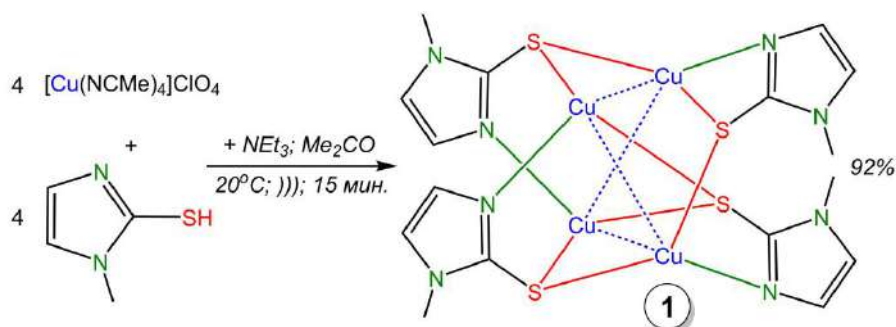


Рисунок 1 – Схема синтеза комплекса **1** из тетраakis(ацетонитрил)меди(I) перхлората и тиамазола.

Для полученного материала была измерена рентгеновская дифрактограмма, которая полностью соответствует расчетной картине для ранее описанной в литературе [1] структуры комплекса **1** в твердой фазе (рис. 2а). На основе хитозана (**X**) получен композит с комплексом **1**. Для подтверждения наличия комплекса **1** в данном материале были измерены инфракрасные спектры, как итогового композита **X/1**, так и его компонентов (рис. 2б). Практически все сигналы, характерные для комплекса **1** в «области отпечатков пальцев» (менее 1500 см⁻¹), имеются и в итоговом композите.

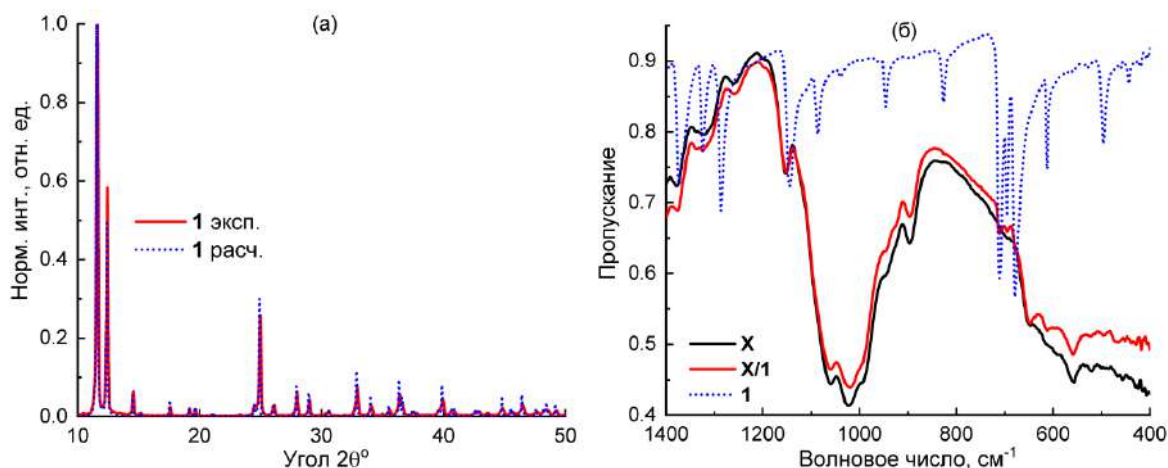


Рисунок 2 – Экспериментальная и расчетная рентгеновские дифрактограммы комплекса **1** (а). Спектры пропускания хитозана (**X**), комплекса **1** и их композита **X/1** в инфракрасной области в твердой фазе (б).

Далее были подробно изучены фотофизические свойства комплекса **1** (рис. 3). В ранее опубликованной работе по синтезу данного соединения [1] не были исследованы его оптические свойства. Обнаружено, что комплекс **1** демонстрирует эффективную люминесценцию с максимумом в районе 480 нм. Также указанное соединение обладает существенной зависимостью интенсивности фосфоресценции от

вариаций температуры в «физиологическом» диапазоне (от 32 до 42°C, рис. 3а), притом изменение формы спектра не происходит, как и изменение интенсивности при аналогичных температурах в ходе циклических измерений.

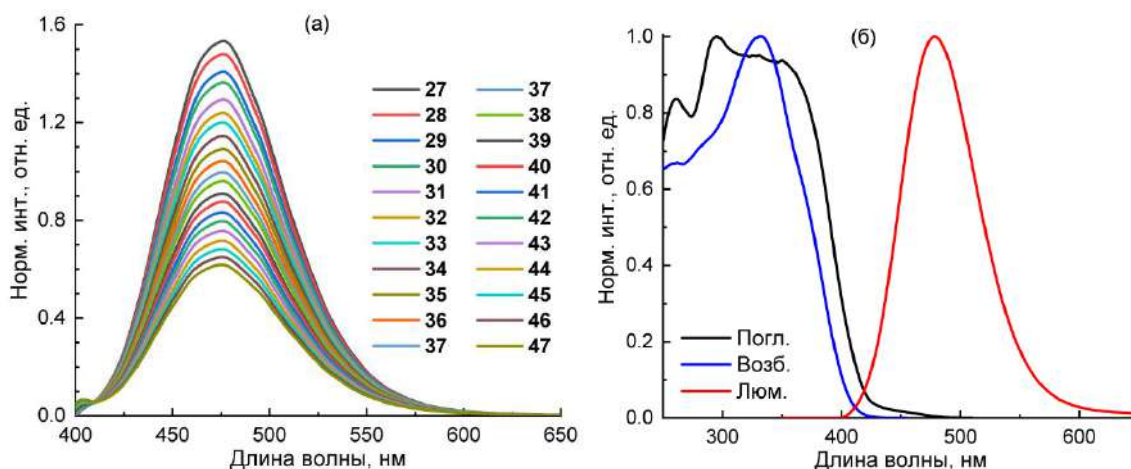


Рисунок 3 – Спектры люминесценции комплекса 1 в твердой фазе в интервале температур 27-47°C (а). Спектры поглощения, возбуждения и люминесценции комплекса 1 в твердой фазе (б). Спектры нормированы по интенсивности на 37°C.

Величина относительного изменения интенсивности при изменении температуры на 1°C (при 37°C) составляет 4.8%, что соответствует значениям для наиболее эффективных сенсоров этого температурного диапазона, описанных в литературе [2–4]. При этом, в отличие от этих аналогов, все компоненты комплекса 1 (ионы меди и тиамазол) являются биосовместимыми компонентами, как и используемый для получения композитов на его основе биополимер хитозан.

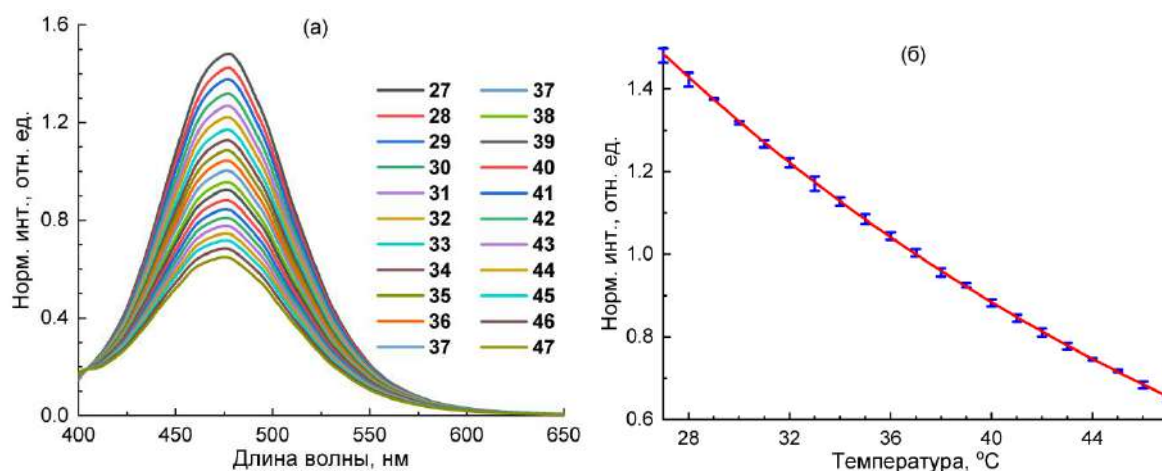


Рисунок 4 – Спектры люминесценции композита X/1 в твердой фазе в интервале температур 27-47°C (а). Температурная зависимость интенсивности люминесценции композита X/1 в интервале 27-47°C (б, синим – интервалы значений по трем циклическим измерениям, красным – нелинейная аппроксимация). Спектры нормированы по интенсивности на 37°C.

Как и изначальный комплекс 1, полученный композитный материал с хитозаном демонстрирует существенную температурную зависимость интенсивности люминесценции в рассматриваемом интервале температур (рис. 4): относительное изменение этого параметра при 37°C составляет 4.4%K⁻¹. Его несколько меньшая температурная чувствительность, по сравнению с комплексом 1, может быть обусловлена дополнительным тушением люминесценции от материала матрицы и ее примесей, а также небольшим вкладом автофлуоресценции компонентов хитозана, которые проявляют существенно меньшую температурную зависимость эмиссии.

Полученные результаты свидетельствуют о перспективности применения такого люминесцентного сенсорного композита в качестве прозрачного материала для картирования температуры в составе «умного» раневого покрытия.

Работа выполнена в рамках НИР «Разработка и исследование методов и технологий интенсификации процессов получения и обработки функциональных материалов с помощью ультразвукового и других высокочастотных воздействий» задания 3.23 ГПНИ №7 «Современное материаловедение, перспективные материалы и новые технологии» на 2026-2030 гг.

ЛИТЕРАТУРА

1. Raper, E. S., Creighton, J. R., Clegg, W. Tetrahedro-[Tetrakis{(1-Methylimidazoline- 2(3H)-Thionato) Copper(I)}]: Electrochemical Synthesis, Thermal Analysis, Cyclic Voltammetry and Crystal Structure // Inorganica Chim. Acta. – 1991. – №183 (2). – P.179-187.
2. Wang, X., Wolfbeis, O. S., Meier, R. J. Luminescent Probes and Sensors for Temperature // Chem. Soc. Rev. – 2013. – №42 (19). – P. 7834-7869.
3. Bai, T., Gu, N. Micro/Nanoscale Thermometry for Cellular Thermal Sensing // Small – 2016. – №12 (4). – P. 4590-4610.
4. Ramolise, L. A., Ogugua, S. N., Swart, H. C., Motaung, D. E. Recent Advances on Visible and Near-Infrared Thermometric Phosphors with Ambient Temperature Sensitivity: A Review // Coord. Chem. Rev. – 2025. – №522. – P. 216196.

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ ХИТОЗАНА ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В КАЧЕСТВЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ

Критченкова А.Х., Критченков И.С.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
alinaobaidi@gmail.com

В рамках данной работы были получены и исследованы полимерные пленки из природного полисахарида – хитозана (Рисунок 1).

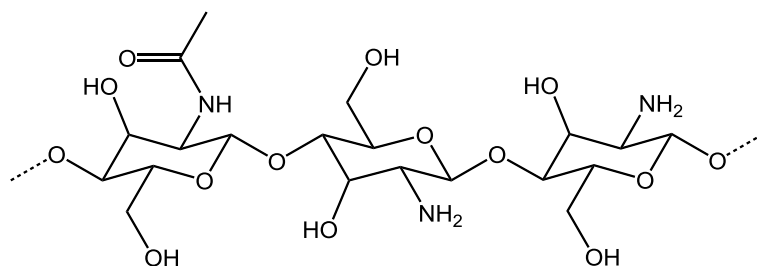


Рисунок 1 – Схематическое изображение фрагмента молекулярной цепи хитозана.

Для получения данных пленок использованы образцы хитозана различных молекулярных масс: 10000, 60000, 250000, 890000, 1250000 и 1500000 а.е.м.

Растворение хитозана производилось в 1.0% растворе уксусной кислоты при температуре 50°C в течение суток.

На первом этапе получены пленки из чистых полимеров. Оказалось, что все использованные образцы хитозана, за исключением такового с молекулярной массой 10000 а.е.м., позволяют получить пленки. Наиболее прочный материал получился из хитозана с молекулярной массой 1500000 а.е.м. Полученные значения предела прочности на растяжение и относительного удлинения для этой пленки составили 100 МПа и 3.6%, соответственно.

Также были исследованы условия получения пленок: путем высушивания при комнатной температуре, в сушильном шкафу при температуре 30, 40, 50, 60 и 70°C. Было обнаружено, что наибольшую прочность показали пленки, высушенные при комнатной температуре, а наименьшую – при температуре 70°C. При этом, нагрев до 60°C и выше приводил к деформации получаемого материала.

Затем исследовано добавление пластификатора (глицерин) на прочность получаемых пленок. Получены материалы с добавлением 2.5, 5, 25 и 50% масс. глицерина. Наиболее прочной оказалась пленка без добавления глицерина, а наибольшая эластичность была выявлена у пленки с 50% масс. Глицерина (относительное удлинение при разрыве – 59%). Поскольку наибольшие величины прочности и эластичности показали образцы с чистым высокомолекулярным хитозаном и с 50% масс. глицерина, соответственно, то именно они, а также промежуточный вариант материала с 25% масс. глицерина, были отобраны для дальнейших более подробных исследований их свойств.

Важной характеристикой полученных материалов являлась их паропроницаемость. В ходе эксперимента с использованием сухого осушителя (прокаленный при 220°C карбонат натрия) в герметичной камере были определены средние величины убывания массы в сутки и, исходя из них, величины коэффициента паропроницаемости. Для контроля (без пленки) данный показатель составил 0.67, а для пленки из чистого высокомолекулярного хитозана (1500 кДа) – 0.36 мг/(м·ч·Па). Добавление пластификатора ожидаемо приводило к повышению паропроницаемости: образцы с 25 и 50% масс. глицерина продемонстрировали значения коэффициента паропроницаемости 0.40 и 0.59 мг/(м·ч·Па), соответственно.

В ходе исследования гидрофильных свойств установлено, что все полученные пленки характеризуются высокой гидрофильностью. При этом пленка из чистого высокомолекулярного хитозана при контакте с дистиллированной водой проявляла

склонность к набуханию с последующей полной деградацией в течение суток. Введение пластификатора несколько снизило этот эффект: образец с 25% масс. глицерина также показал повышенную способность к водопоглощению, но разрушился за большее время (2 суток), чем пленка без добавок. Ввиду отсутствия деградации, только для пленки с максимальным содержанием пластификатора (50% масс. глицерина) были оценены показатели водопоглощения (WA) и растворимости в воде (WS), составившие 82% и 20% соответственно, что свидетельствует о сохранении значительной гидрофильности материала даже при высокой степени пластификации.

Дополнительно была оценена биоразлагаемость полученных материалов в модельных условиях компостирования. Образцы пленок (чистый хитозан, с 25% и 50% масс. глицерина) выдерживались в специально подготовленном увлажненном компосте при температуре 22°C. Наилучшую устойчивость к биоразложению через 10 дней эксперимента продемонстрировала пленка с максимальным содержанием глицерина (50% масс.), в то время как пленка с 25% масс. пластификатора практически полностью деградировала за этот же период. Образец из чистого хитозана показал промежуточный результат по степени потери массы.

Таким образом, выбор оптимального состава определялся совокупностью механических, барьерных и эксплуатационных характеристик. Пленка на основе хитозана с молекулярной массой 1500000 а.е.м. и добавлением 50% масс. глицерина, сформированная высушиванием при комнатной температуре, сочетает высокую эластичность, наибольшую устойчивость к биоразложению, высокую паропроницаемость и, при этом, сохраняет достаточные барьерные свойства для ряда практических применений.

Работа выполнена в рамках НИР «Разработка и исследование методов и технологий интенсификации процессов получения и обработки функциональных материалов с помощью ультразвукового и других высокоэнергетических воздействий» задания 3.23 ГПНИ №7 «Современное материаловедение, перспективные материалы и новые технологии» на 2026-2030 гг.

MICROSTRUCTURE OF FeNiCoCr AND FeNiCoCrCu-BASED HIGH-ENTROPY ALLOYS AFTER ULTRASONIC TREATMENT

Rubanik V.V.¹, Rubanik V.V.jr¹, Savitsky V.O.¹, Nikifarava I.V.¹, Bazlov A.I.²,
Dinh Chi Linh³, Tran Bao Trung³, Nguyen Trong Thanh³, Doan Dinh Phuong³,
Nguyen Van Toan³

¹*Institute of Technical Acoustics of NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus*

²*National University of Science and Technology MISIS, Moscow, Russia*

³*Institute of Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Vietnam*

ita@vitebsk.by

High-entropy alloys (HEAs) have attracted great attention from researchers worldwide due to their unique properties [1]. In HEAs, the stable phases are simple cubic structures, and most HEAs form a single-phase substitutional solid solution [2], which allows for enhanced mechanical and magnetic properties depending on the composition and structure of the high-entropy alloy [3]. Ultrasonic treatment (UST) also improves and stabilizes the properties of the materials [4-5].

Here, the ultrasonic processing of FeNiCoCr and FeNiCoCrCu high-entropy alloys obtained by arc melting was performed with a laboratory device and the corresponding experimental procedure.

The microstructure analysis of the FeNiCoCr alloy before and after UST (Figure 1) showed that the microstructure of the alloy in its initial state has a defect-free cellular-dendritic structure. UST for 10 min did not lead to significant changes in the microstructure. After 20 min of UST, the alloy structure became more homogeneous, subgrain boundaries began to form, and the dislocation density increased. Applying UST for 30 min results in an ultrafine-grained structure, characterized by fragmented and blurred dendrites.

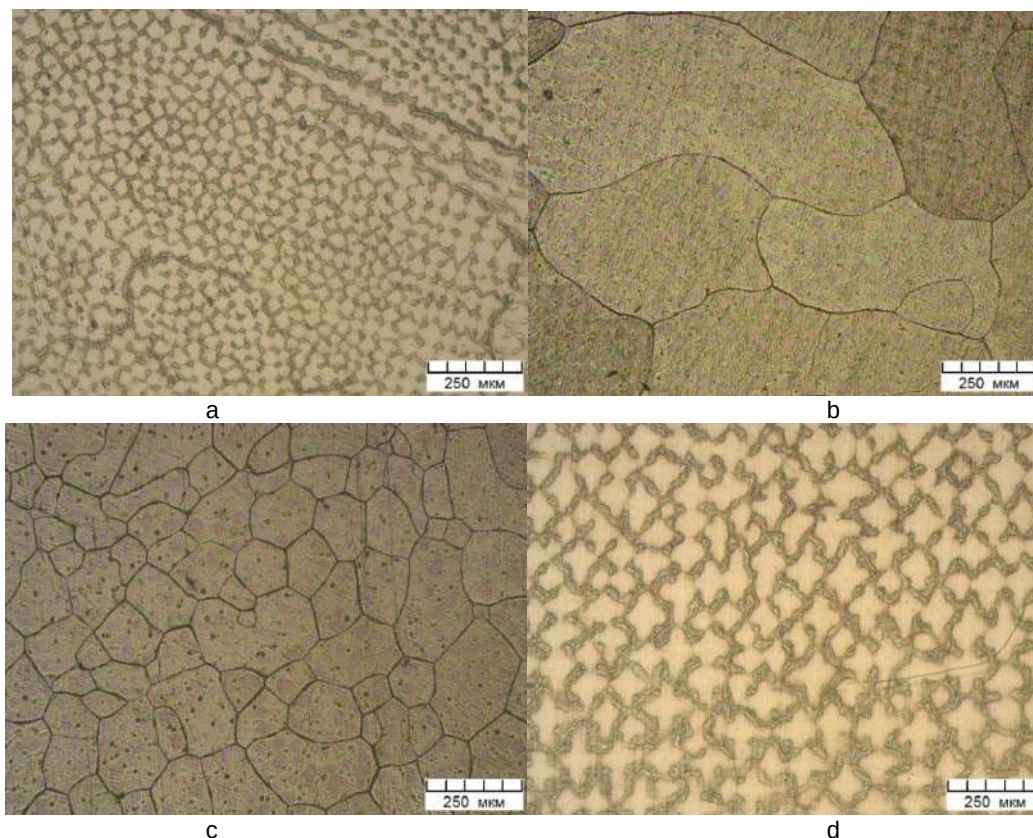


Figure 1 – Microstructure of the FeNiCoCr alloy before (a) and after UST for 10 (b), 20 (c), and 30 (d) minutes

The microstructure analysis of the FeNiCoCrCu alloy before and after UST (Figure 2) showed that the addition of copper to the HEA composition led to its segregation into

interdendritic regions, forming a two-phase structure. After ultrasonic treatment for 10 minutes, deformation and fracture of the interdendritic layers are observed. Ultrasonic treatment for 20 minutes resulted in significant grain refinement, and the alloy microstructure appears more homogeneous. Ultrasonic treatment of the alloy for 30 minutes resulted in the formation of a subgrain structure; i.e., prolonged ultrasonic exposure promoted the dissolution of copper in the FeNiCoCr matrix, resulting in structural homogenization of the surface layer.

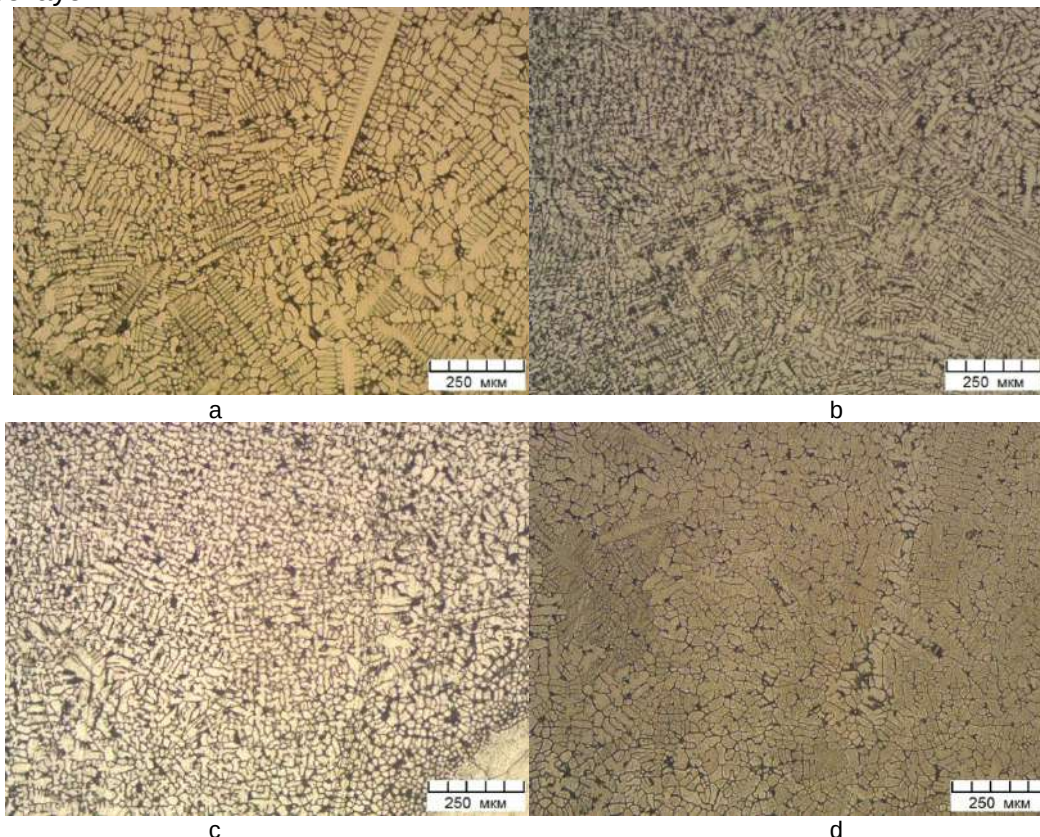


Figure 2 – Microstructure of the FeNiCoCrCu alloy before (a) and after ultrasonic treatment for 10 (b), 20 (c) and 30 minutes (d)

Therefore, ultrasonic treatment of FeNiCoCr and FeNiCoCrCu alloys results in an ultrafine-grained structure and surface layer homogenization, thereby improving their mechanical and magnetic properties.

The work is supported by the BRFFR (project No. T24VA-001) and by the VAST project No.QTBY01.03/24-25.

REFERENCES :

- 1 Shun T. T., Yeh J. W., Chen S. K., Lin S. J., Gan J. Y., Chin T. S., Nanostructured high entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Adv. Eng. Mater.*, 6, 2004, p. 299-303.
- 2 Porebnyak A. D., Bagdasaryan A.A., Yakushchenko I. V., Beresnev V.M. Структура і свойства високоентропійних сплавів і нітридних покриттів на їх основі. 2014. – № 93 с.1027-1067.(in Russian).
- 3 Shajsultanov D. G., Структура і механічні властивості високоентропійних сплавів системи CoCrFeNiX (H=Mn, V, Mn і V, Al і Cu) : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01 / SHajsultanov Dmitriy Georgievich. – Belgorod, 2015. – 142 с.(in Russian).
- 4 Li, C., et al., Ultrasonic and size effects on the rheological behavior of CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022. 913: p. 165238.
- 5 Song, Z., et al., Effect of ultrasonic impact treatment on the properties of CoCrFeNiCu high-entropy alloy coatings on steel by induction cladding. *Surface and Coatings Technology*, 2023. 459: p. 129390.

ANALYSIS OF DIFFRACTION PATTERNS OF FeNiCoCr AND FeNiCoCrCu HIGH-ENTROPY ALLOYS AFTER ULTRASONIC TREATMENT

Rubanik V.V.¹, Rubanik V.V.jr¹, Savitsky V.O.¹, Lutsko V.F.¹, Nikifarava I.V.¹, Bazlov A.I.², Dinh Chi Linh³, Tran Bao Trung³, Nguyen Trong Thanh³, Doan Dinh Phuong³, Nguyen Van Toan³

¹*Institute of Technical Acoustics of NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus*

²*National University of Science and Technology MISIS, Moscow, Russia*

³*Institute of Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Vietnam*

ita@vitebsk.by

In recent decades, high-entropy alloys (HEAs) and the possibility of controlling their properties have attracted particular interest, because in HEAs the stable phases are simple cubic structures with body-centered cubic (BCC) and/or face-centered cubic (FCC) crystal lattices, rather than a large number of intermetallic compounds. In this case, the arrangement of dissimilar atoms in the lattice nodes reduces their diffusion rate, which enhances mechanical and magnetic properties depending on the composition and microstructure of the alloy [1]. It is also known that ultrasonic treatment (UST) helps improve and stabilize the properties of materials [2-5].

Ultrasonic treatment of FeNiCoCr and FeNiCoCrCu high-entropy alloys obtained by arc melting was carried out using the manufactured equipment and a laboratory setup (Figure 1) for 10, 20, and 30 minutes. The source of ultrasonic vibrations (US) was an ultrasonic generator UZG-2-4M with a power of 1.5 kW and a frequency of 17.85 kHz. The amplitude of mechanical ultrasonic displacements at the nodal points was ~25 μm . At the point where the sample is pressed against the waveguide, the static force at the antinode of mechanical stress was ~5000 N, which corresponded to the amplitude of mechanical stresses of ~180 MPa. The temperature of the high-entropy alloy samples during the ultrasonic treatment did not exceed 50°C.

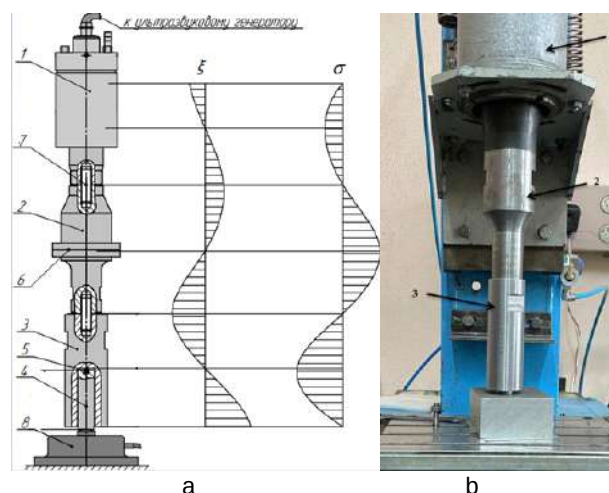


Figure 1 – Schematic diagram of the acoustic system (a) and view of the acoustic unit of the installation for ultrasonic treatment of HEA (b): 1 - piezoelectric transducer, 2 - booster, 3 - waveguide, 4 - acoustic support, 5 - high-entropy alloy, 6 - mounting device, 7 - threaded stud, 8 - strain gauge force meter

The sample 5 being processed was placed on the acoustic support 4, and using the pneumatic cylinder, the waveguide 3 pressed it against the acoustic support 4, thereby ensuring reliable acoustic contact between the end surfaces of the sample and the acoustic system (Figure 1) due to the static force controlled by the strain gauge force meter 8.

Figure 2 shows the diffraction spectra of HEAs before and after ultrasonic treatment. The FeNiCoCr and FeNiCoCrCu alloys have a single-phase structure with an FCC lattice based on a solid solution of all metallic elements, with two main peaks (the (111) and (200) planes). The addition of copper to the HEA composition leads to a slight shift of the peaks

toward smaller angles, associated with an increase in the lattice parameter due to the incorporation of copper into the cubic phase, while maintaining the solid solution structure and lattice type. No separate copper phases were detected, since all copper is dissolved in the main FCC phase. After ultrasonic treatment, the diffraction maxima retain their position, but their intensity and width change significantly. This is due to the refinement of crystallites, the accumulation of microstrains in the crystal lattice, and texturing caused by high-power ultrasonic treatment. For the FeNiCoCrCu alloy after 20 min of UST, splitting of the (111) peak is observed, which may indicate the formation of a copper-enriched phase. After 30 min of UST, a sharp decrease in the intensity of the diffraction peaks and their broadening are observed. This indicates significant grain refinement. Also, the intensity of the (200) peak drops sharply compared to the intensity of the (111) peak, which is associated with the formation of a strong crystallographic structure under the influence of ultrasonic vibrations. The (220) and (311) peaks almost disappear after UST. This confirms the accumulation of microstrains in the crystal lattice, since the higher the angle, the more sensitive the peak is to lattice distortions, and their disappearance is a sign of a highly defective structure [6].

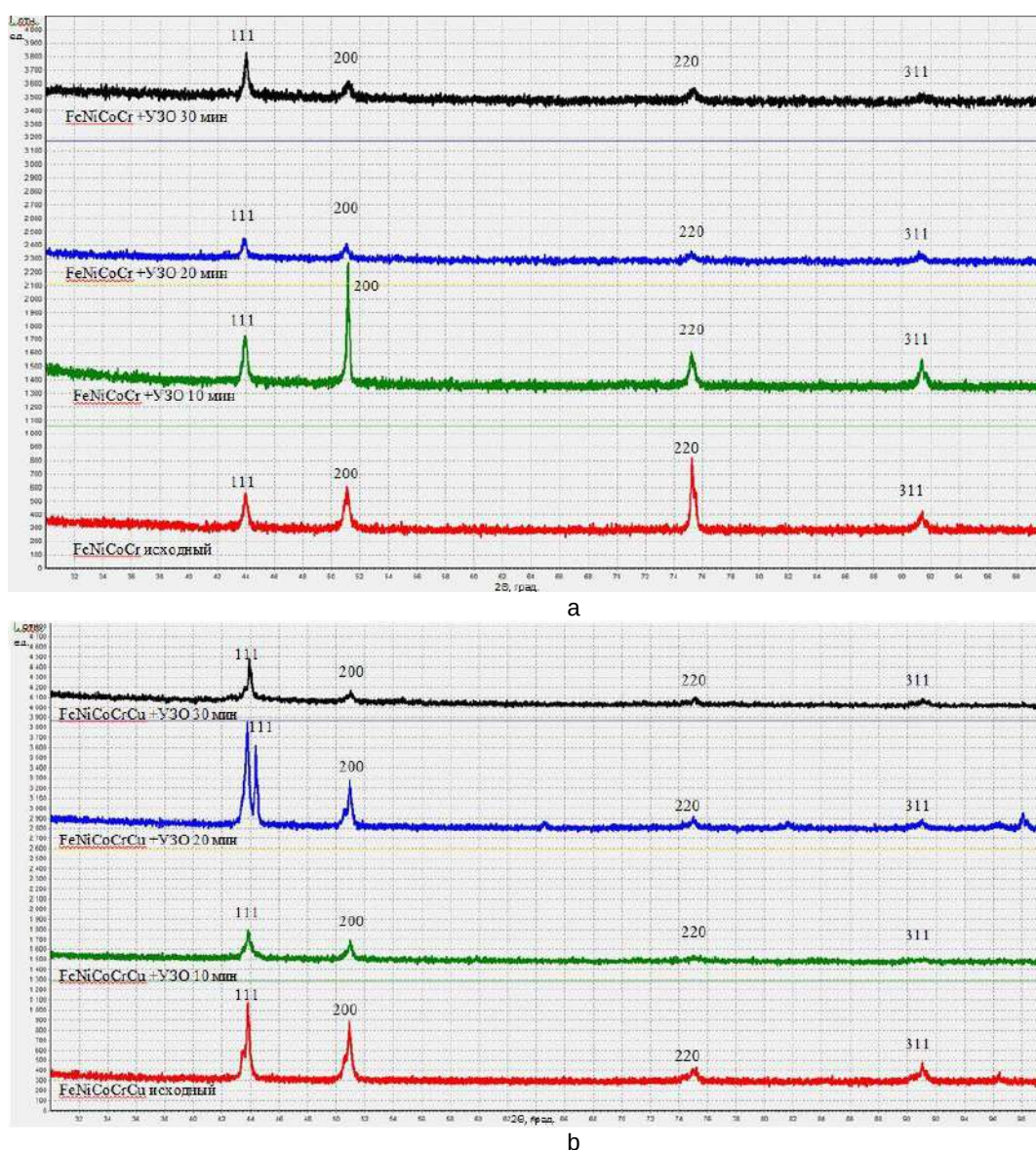


Figure 2 – Diffraction spectra of FeNiCoCr (a) and FeNiCoCrCu (b) high-entropy alloys before and after ultrasonic treatment

Hence, ultrasonic treatment greatly affects the crystallite dimensions and texture of high-entropy alloys, which in turn provides the basis for controlling their magnetic and mechanical properties.

The work is supported by the BRFFR (project No. T24VA-001) and by the VAST project No.QTBY01.03/24-25.

REFERENCES :

1 Shajsultanov D. G., Struktura i mekhanicheskie svoystva vysokoentropijnyh splavov sistemy CoCrFeNiX (H=Mn, V, Mn i V, Al i Cu) : diss. ... kand. tekhn. nauk : 05.16.01 / SHajsultanov Dmitrij Georgievich. – Belgorod, 2015. – 142 s.(in Russian).

2 Li, C., et al., Ultrasonic and size effects on the rheological behavior of CoCrFeMnNi high-entropy alloy. Journal of Alloys and Compounds, 2022. 913: p. 165238.

3 Song, Z., et al., Effect of ultrasonic impact treatment on the properties of CoCrFeNiCu high-entropy alloy coatings on steel by induction cladding. Surface and Coatings Technology, 2023. 459: p. 129390.

4 Kirenskiy, L.V., Drokin, A.I., Cherkashin, V.S., Vliyanie ul'trazvuka na magnitnye svoystva ferromagnetikov pri razlichnyh temperaturah. Magnitnaya struktura ferromagnetikov: mater. Vsesoyuznogo soveshch., 1960. S. 165-173.(in Russian).

5 Babei, Yu. I., Yaremkevich, S. K., Shul'ga, N. G., Vygovskii, I. P., Effect of ultrasonic treatment on the physicomechanical properties of certain precision alloys. Materials Science, 1972. 5: p. 548–552.

6 Rentgenograficheskij i elektronnoopticheskij analiz. Gorelik S. S, Rastorguev L. N., Skakov YU. A. Izd-vo «Metallurgiya», 1970, 2-e izd., s. 366. (in Russian).

EFFECT OF ULTRASONIC TREATMENT ON THE MAGNETIC PROPERTIES OF FeNiCo-BASED HIGH-ENTROPY ALLOYS

Rubanik V.V.¹, Rubanik V.V.jr¹, Savitsky V.O.¹, Nikifarava I.V.¹, Karpinsky D.V.²,
Zheludkevich A.L.², Bazlov A.I.³, Dinh Chi Linh⁴, Tran Bao Trung⁴,
Nguyen Trong Thanh⁴, Doan Dinh Phuong⁴, Nguyen Van Toan⁴

¹*Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Belarus*

²*Scientific-Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Belarus*

³*National University of Science and Technology MISIS, Moscow, Russia*

⁴*Institute of Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Vietnam*
ita@vitebsk.by

Ultrasonic treatment (UST) is known to improve and stabilize material properties. Study [1] showed that the use of UST to produce a fine and stable fine-grained structure without changing the phase structure of $\text{Al}_x\text{CoCrFeMnNi}$ high-entropy alloys leads to an increase in the microhardness and corrosion resistance of these alloys. In [2], the authors found greater structural stability and improved corrosion resistance of CoCrFeNiCu . Studies [3, 4], devoted to the influence of ultrasound on the magnetic properties of ferromagnets at different temperatures, showed that UST leads to noticeable changes in the magnetic characteristics of alloys, in particular FeNiAlCo .

The current work employed a laboratory setup and a related method to perform ultrasonic treatment on FeNiCoCr and FeNiCoCrCu high-entropy alloys produced by arc melting.

Figures 1 and 2 show the temperature dependence of the specific magnetization of FeNiCoCr and FeNiCoCrCu alloys before and after UST for 30 min. As can be seen, ultrasonic treatment leads to a broadening of the transition to the paramagnetic state (at the Curie point) in both the FeNiCoCr and FeNiCoCrCu alloys. This is most likely due to grain refinement during ultrasonic exposure. Ultrasonic treatment also leads to a change in interatomic distances, which in turn shifts the Curie point T_c . Thus, in the FeNiCoCr alloy, T_c changed from 445 K to 440 K, and in the FeNiCoCrCu alloy, from 450 K to 460 K. After UST, a slight increase in the specific magnetization is observed due to ultrasonic homogenization of the samples, which is consistent with the data in [1, 2].

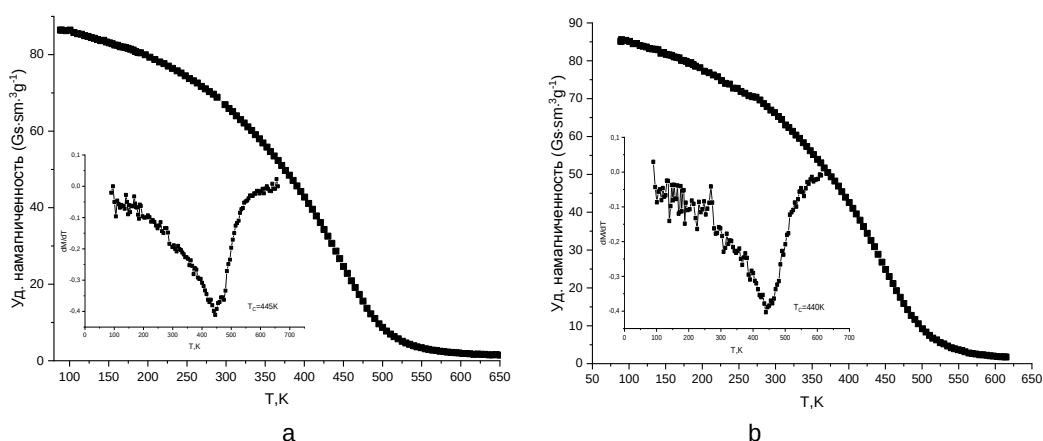


Figure 1 – Temperature dependence of the specific magnetization of the initial FeNiCoCr alloy (a) and after ultrasonic treatment for 30 min (b)

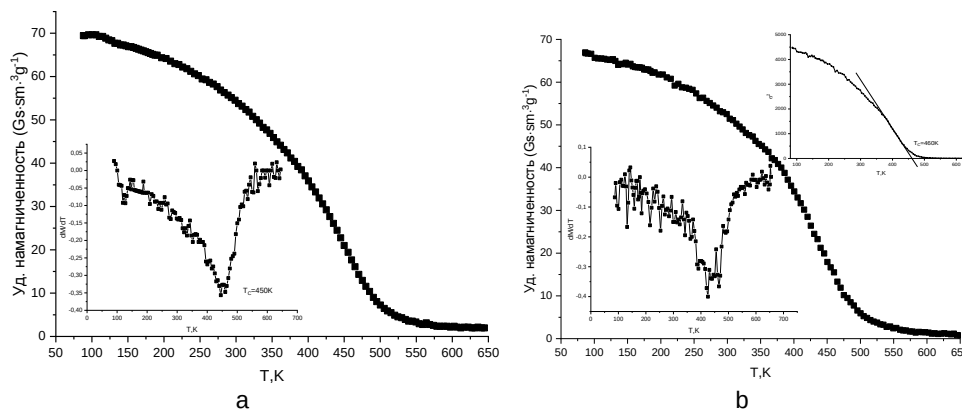


Figure 2 – Temperature dependence of the specific magnetization of the initial FeNiCoCrCu alloy (a) and after ultrasonic treatment for 30 min (b)

The results of studies of the temperature dependences of the inverse specific magnetic susceptibility of FeNiCoCr and FeNiCoCrCu alloys before and after ultrasonic treatment for 30 min are shown in Figures 3 and 4. Ultrasonic treatment of FeNiCoCr and FeNiCoCrCu alloys for 30 min led to a change in the slope of the line on the $1/\chi(T)$ graphs, indicating the ordering of local magnetic moments due to ultrasonic homogenization of the alloy [1, 2]. Also, after ultrasonic treatment, the jumps in susceptibility on cooling disappeared from the $1/\chi(T)$ graphs, indicating an increase in the structural homogeneity of the alloy [4].

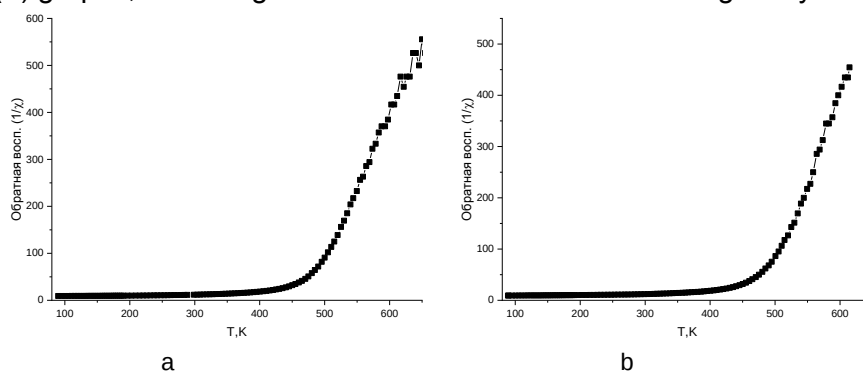


Figure 3 - Temperature dependence of the inverse specific magnetic susceptibility of the initial FeNiCoCr alloy (a) and after ultrasonic treatment for 30 min (b)

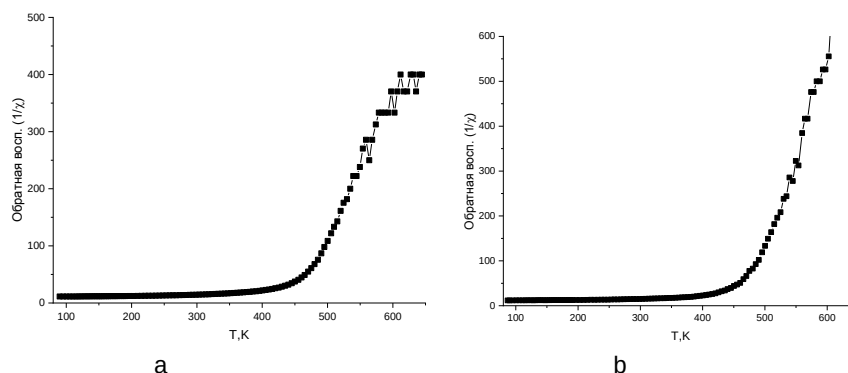


Figure 4 - Temperature dependence of the inverse specific magnetic susceptibility of the initial FeNiCoCrCu alloy (a) and after ultrasonic treatment for 30 min (b)

The temperature dependence of the relative magnetic permeability of FeNiCoCr and FeNiCoCrCu alloys before and after ultrasonic treatment for 30 min is shown in Figures 5 and 6. The magnetic permeability at $T=80^\circ C$ for the FeNiCoCr alloy was about 1.109, and for the FeNiCoCrCu alloy – about 1.087. When heated, the alloys gradually lose magnetization, dropping to 1.002, which is a typical behavior of ferromagnets approaching the Curie point. Ultrasonic treatment of the FeNoCoCr and FeNiCoCrCu alloys for 30 min resulted in a more monotonic decrease in the relative magnetic permeability as the Curie

point was approached, providing a stable transition to the paramagnetic state [4]. This is due to a more uniform distribution of the alloy components after ultrasonic treatment.

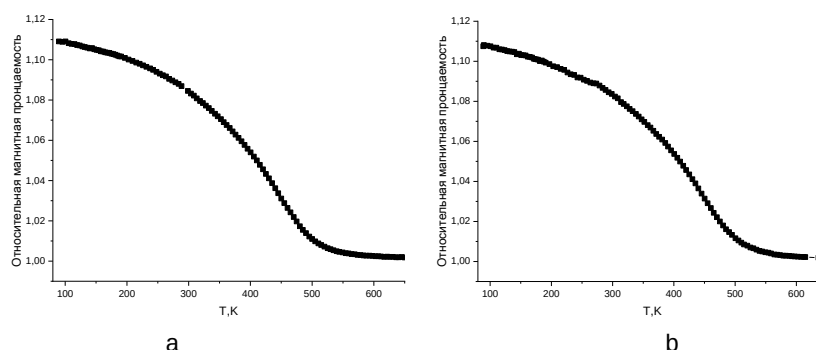


Figure 5 - Temperature dependence of the relative magnetic permeability of the initial FeNiCoCr alloy (a) and after ultrasonic treatment for 30 min (b)

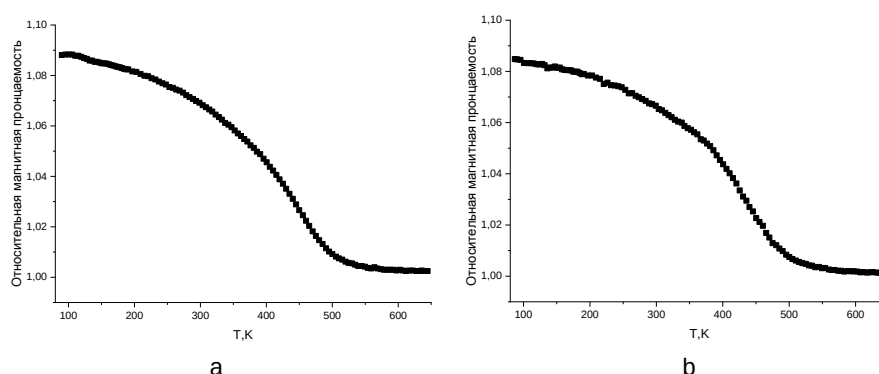


Figure 6 - Temperature dependence of the relative magnetic permeability of the initial FeNiCoCrCu alloy (a) and after ultrasonic treatment for 30 min (b)

Thus, ultrasonic treatment of high-entropy FeNiCoCr and FeNiCoCrCu alloys for 30 minutes leads to a change in the Curie point, an increase in specific magnetization, ordering of local magnetic moments, and improvement of the alloy's structural homogeneity. A more uniform distribution of the alloy components after ultrasonic treatment ensures a stable transition to the paramagnetic state.

The work is supported by the BRFFR (project No. T24VA-001) and by the VAST project No.QTBY01.03/24-25.

REFERENCES :

- 1 Li, C., et al., Ultrasonic and size effects on the rheological behavior of CoCrFeMnNi high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022. 913: p. 165238.
- 2 Song, Z., et al., Effect of ultrasonic impact treatment on the properties of CoCrFeNiCu high-entropy alloy coatings on steel by induction cladding. *Surface and Coatings Technology*, 2023. 459: p. 129390.
- 3 Kirenskiy, L.V., Drokin, A.I., Cherkashin, V.S., Vliyanie ul'trazvuka na magnitnye svoystva ferromagnetikov pri razlichnyh temperaturah. *Magnitnaya struktura ferromagnetikov: mater. Vsesoyuznogo soveshch.*, 1960. S. 165-173. (in Russian).
- 4 Babei, Yu. I., Yaremkevich, S. K., Shul'ga, N. G., Vygovskii, I. P., Effect of ultrasonic treatment on the physicomechanical properties of certain precision alloys. *Materials Science*, 1972. 5: p. 548–552.

ПОВЫШЕНИЕ ТЕРМОСТОЙКИХ СВОЙСТВ ДОЛОМИТА МЕТОДОМ СВС

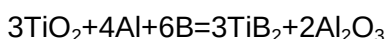
Кулак М.М., Рубаник В.В., Шебалкова Н.Е.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

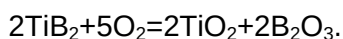
При разработке и эксплуатации тепловых агрегатов применяют огнеупорные материалы, которые должны быть устойчивы к высоким температурам, химически инертны по отношению к агрессивным жидкостям и газам, термостойки и т.д. Огнеупорные материалы на основе чистых огнеупорных оксидов, композитные материалы на их основе, а также нитриды, карбиды, силициды и другие в полной мере отвечают этим требованиям, однако Республика Беларусь, обладая значительным производственным потенциалом, связанным с проведением высокотемпературных процессов (металлургия, машиностроение) не имеет собственного производства огнеупорных материалов и изделий на их основе. Это связано с тем, что большинство материалов изготавливают из природного сырья (магнезит, огнеупорные глины, бокситы и др.), которыми Беларусь не обладает, поэтому приходится использовать импортные материалы. В тоже время Республика Беларусь располагает практически неограниченной сырьевой базой для производства доломитовых огнеупоров. Идея состоит в получении новых материалов с помощью метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), при протекании которого возможна модификация их состава.

Целью работы является повышение термостойких свойств доломита за счет изменения состава исходной шихты путем добавления дополнительных компонентов при проведении реакции СВС, в результате которой в конечном продукте увеличивается содержание тугоплавких окислов. Была предпринята попытка изменить состав исходной смеси путем ввода дополнительной окиси алюминия и диборида титана [1].

Известно, что при алюмотермии в результате прохождения реакции восстановления окиси металла алюминием, температура горения превышает 3000 К. За основу добавки выбран состав, состоящий из окиси титана (горючее), алюминия (металл восстановитель) и бора. Идет реакция



В результате синтеза образуются оксид алюминия ($T_{\text{плавл}} 2317 \text{ K}$) и диборид титана ($T_{\text{плавл}} 3498 \text{ K}$), который устойчив к окислению на воздухе до температуры 1400 К. При длительном воздействии высоких температур за счет окисления TiB_2 происходит образование окиси титана ($T_{\text{плавл}} 2143 \text{ K}$)



Все это приводит к увеличению в конечном продукте окислов с более высокими температурами плавления, чем у доломита ($T_{\text{плавл}} - 1500 \text{ K}$). В доломит добавляли вышеназванную смесь в количествах 10, 20, 30 %. Жидкое стекло использовали в качестве связки, количество которого не превышало 5 %. Предварительные эксперименты показали, что добавки состава на основе окиси титана, алюминия и бора повышают огнеупорность конечного продукта до 2000 К.

В конечном счете, ставится задача получения огнеупорного материала с огнестойкостью 1900-2100 К и организация его производства.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. В.Г. Самолетов, М.М. Кулак, В.В. Рубаник. Получение огнеупорных покрытий методом СВС. Труды 30-й междунар. н.-т. конф. "Литейное производство и металлургия", 2022. Беларусь. Минск, 16-18 ноября 2022 г. 164 с. С. 133-137.

ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА МЕДИЦИНСКИХ УСТРОЙСТВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА (TiNi) С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Рубаник В.В. мл.¹, Рубаник В.В.¹, Ужекина А.Н.¹, Багрец Д.А.¹, Денисенко В.Л.²,
Бухтаревич С.П.², Денисенко Э.В.², Орловский Ю.Н.³, Дородейко В.Г.⁴

¹Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by

²УЗ «Витебский областной клинический специализированный центр», Витебск, Беларусь

³ГУО «Белорусская медицинская академия последипломного образования», Минск, Беларусь

⁴ЗАО «Медицинское предприятие «Симург», Витебск, Беларусь

Никелид титана (сплав Ti-50,8 ат.% Ni) представляет собой уникальный материал, обладающий двумя ключевыми свойствами: эффектом памяти формы и сверхупругостью, которые обеспечивают оптимальный баланс между его механической прочностью и функциональными характеристиками, демонстрируя при этом хорошую биосовместимость.

В общем случае для задания изделию необходимой формы производится механическая (деформационная) обработка: проволока TiNi навивается на специальные оправки, создавая каркасы стентов или дилататоров с последующей фиксацией этой формы за счет термообработки.

В Институте технической акустики НАН Беларуси совместно с сотрудниками медицинских учреждений Беларуси разработан ряд медицинских изделий (рис. 1):

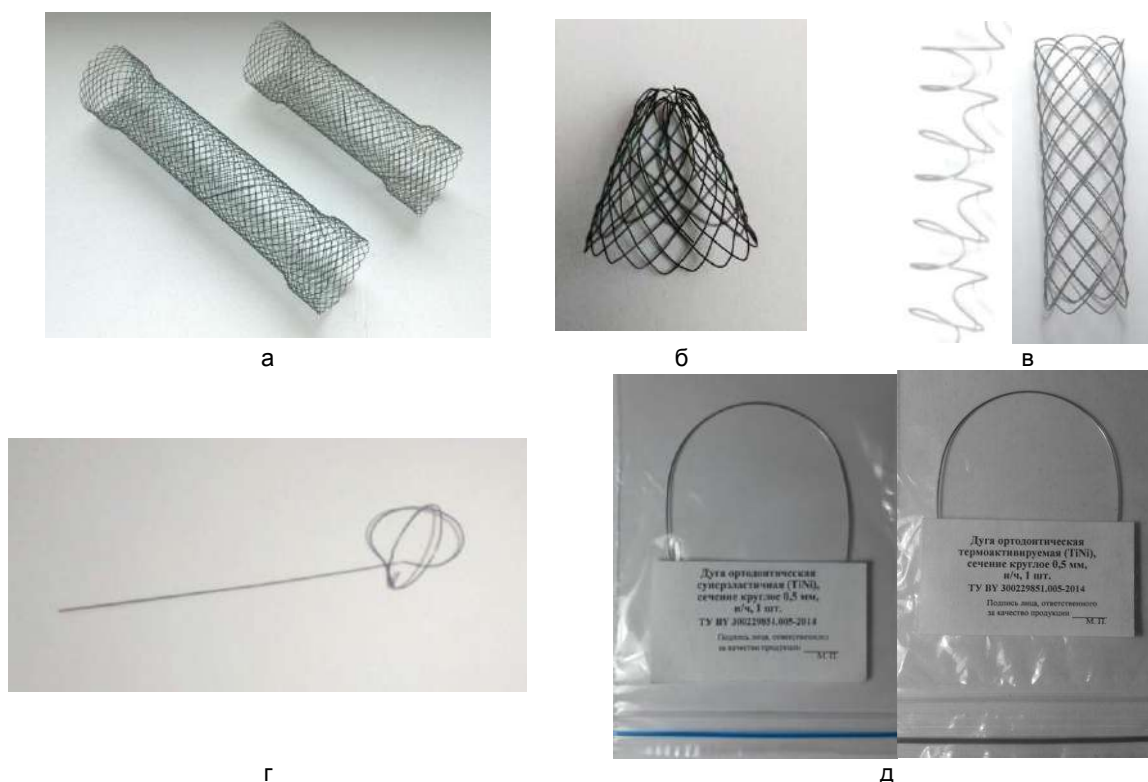


Рисунок 1 – Медицинские изделия: стенты колоректальные – для восстановления проходимости желудочно-кишечного тракта, вызванного злокачественным патологическим изменением (а), хирургический инструмент для лечения экстрасфинктерных параректальных свищей прямой кишки (б), дилататоры в виде проволочного меандра или стентообразного каркаса для расширения цервикального канала (в), внутриматочный контрацептив в виде пространственной конструкции из TiNi проволоки (г), сверхэластичные и термоактивируемые ортодонтические дуги (д).

DESIGN OF POROUS TI-HF ALLOYS WITH TUNABLE MECHANICAL PROPERTIES THROUGH SYNERGISTIC OPTIMIZATION OF LIQUID METAL DEALLOYING

Okulov A.^{1,2*}, Iusupova O.^{1*}, Sonar T.³, Davydov D.¹, Kun Liu⁴, Majid Naseri⁵, Marchenkova E.¹, Karamyshev K.¹, Afanasiev S.¹, Yuefei Jia⁶, Dawei Yu⁷, Zaijiu Li⁸

¹M.N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

²Institute of Physics and Technology, Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia

³Department of Welding Equipment and Technology, Institution of Engineering and Technology, South Ural State University (National Research University), Chelyabinsk, Russia

⁴School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang, China

⁵Department of Materials Engineering, Faculty of Engineering, Malayer University, Malayer, Iran

⁶Institute of Materials, Shanghai University, Shanghai, China

⁷School of Metallurgy and Environment, Central South University, Changsha, China

⁸Faculty of Civil Aviation and Aeronautics, Kunming University of Science and Technology, Kunming, China

*e-mail: okulovartem@imp.uran.ru, yusupovaolga1@yandex.ru

Titanium alloys are widely utilized in orthopedic applications due to their exceptional biocompatibility and corrosion resistance [1–3]. However, a critical limitation of these materials is the “stress-shielding” effect, caused by a mismatch in elastic modulus between the metallic implant and the surrounding bone, which often leads to tissue degeneration and implant failure. To mitigate this, research has focused on developing low-modulus solutions, including highly alloyed beta-titanium, advanced microstructures, and porous architectures. Liquid metal dealloying (LMD) technology (Figure 1) has recently emerged as a versatile technique to synthesize interconnected porous scaffolds with controllable ligament dimensions [4–7].

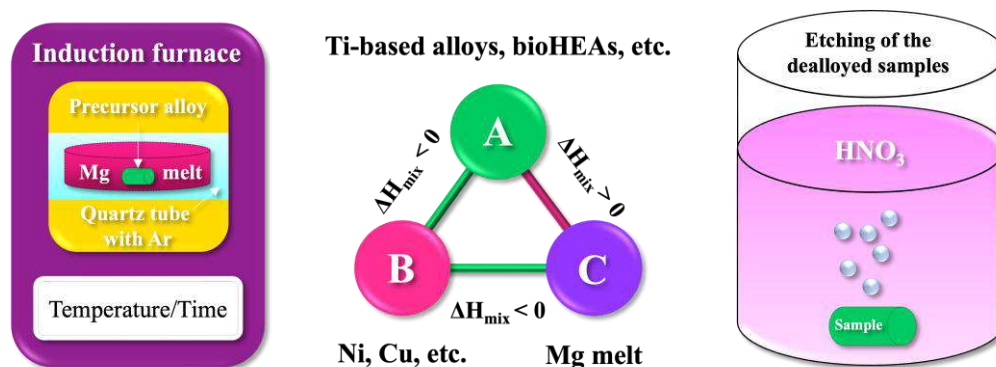


Figure 1 – Schematic diagram of liquid metal dealloying process

The central objective of this research is the synthesis of open-porous titanium-hafnium (Ti-Hf) alloys utilizing LMD method, coupled with a detailed characterization of their microstructural, chemical, and mechanical properties in both their as-cast precursor state and after the dealloying process. This endeavor is motivated by the inherent biocompatibility and advantageous mechanical properties of hafnium, aiming to develop scaffolds whose mechanical response, particularly stiffness matching with host bone, can be precisely controlled, thereby mitigating stress shielding [5–10].

Currently, characterization of the as-cast rod-shaped precursor materials (Figure 2(a)) has been completed. Specifically, detailed microstructural/morphological and chemical composition analyses of the $\text{Ti}_{50}\text{Hf}_{10}\text{Cu}_{40}$ (at.%) precursors were performed using scanning electron microscopy (SEM), as depicted in Figure 2(b), and X-ray diffraction (XRD). These analyses have confirmed the intended stoichiometry of these initial materials.

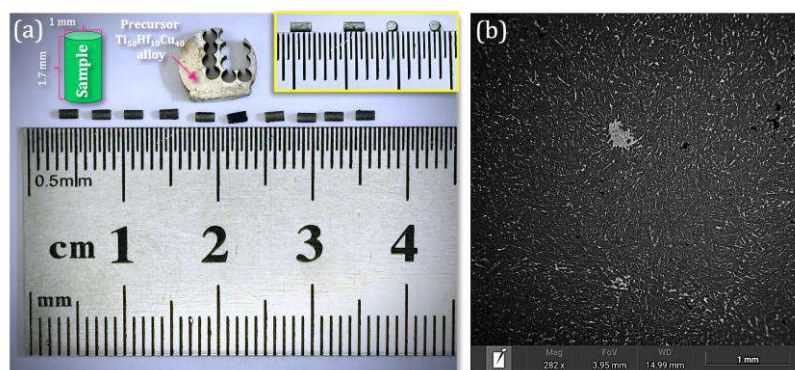


Figure 2 – (a) Rod-shaped $\text{Ti}_{50}\text{Hf}_{10}\text{Cu}_{40}$ alloy precursors for LMD processing and (b) their microstructure/morphology

The subsequent research phase will focus on the synthesis of open-porous Ti-Hf alloys, where residual copper (Cu) content will be meticulously controlled to be below 1 at.%, via the optimized LMD process. A comprehensive characterization program will then be implemented, including SEM and XRD for detailed analysis of the porous morphology and chemical/phase composition. Furthermore, comparative static and dynamic mechanical compression tests will be conducted on both the initial as-cast $\text{Ti}_{50}\text{Hf}_{10}\text{Cu}_{40}$ precursors and the LMD-processed porous Ti-Hf alloys.

These experimental outcomes are designed to showcase the distinct advantages of the dealloying method for manufacturing porous metallic Ti-Hf biocompatible scaffolds. This approach allows for precise control over critical mechanical characteristics, such as Young's modulus and yield strength, to achieve biomimetic compatibility with human bone tissue. Ultimately, further in vitro and in vivo investigations will be essential to validate the biocompatibility and long-term durability of these prospective implant materials.

The study was financial supported by the Russian Science Foundation (RSF), Grant No. 25-29-01514.

REFERENCES:

1. L.J. Katz, Nature, 283, 106–107 (1980)
2. T. Wada, K. Yubuta, A. Inoue, H. Kato, Mater. Lett., 65(7), 1076–1078 (2011)
3. T. Wada, H. Kato, Scr. Mater., 68(9), 723–726 (2013)
4. P.A. Geslin, I. McCue, B. Gaskey, et al., Nat. Commun., 6(8887), 1–8 (2015)
5. I.V. Okulov, J. Weissmüller, J. Markmann, Sci. Rep., 7(20), 1–7 (2017)
6. I.V. Okulov, A.V. Okulov, A.S. Volegov, et al., Scr. Mater., 154, 68–72 (2018)
7. I.V. Okulov, A.V. Okulov, et al., Mater. Sci. Eng. C, 88, 95–103 (2018)
8. A.V. Okulov, A.S. Volegov, et al., Scr. Mater., 146, 290–294 (2018)
9. T. Wada, P.A. Geslin, H. Kato, Scr. Mater., 142, 101–105 (2018)
10. A.V. Okulov, S.-H. Joo, et al., Metals, 10(10), 1396–1402 (2020)

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА TiNi С ПОКРЫТИЕМ TaN, ПОЛУЧЕННЫМ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

Урбан В.И.^{*}, Карпачёва М.С.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

^{*}vadik.urban1995@mail.ru

Сплавы никелида титана (TiNi) являются современным функциональным материалом для биомедицинских применений благодаря эффектам сверхэластичности и памяти формы [1]. Несмотря на эти уникальные свойства, никелид титана, содержащий около 50ат.% никеля, не является полностью биосовместимым сплавом, что обусловлено потенциальным высвобождением ионов никеля в биосреду [1]. Одним из эффективных решений данной проблемы является модификация поверхности TiNi покрытием на основе TaN, позволяющая повысить биосовместимость материала при сохранении свойств памяти формы [2].

В настоящей работе исследовали функциональные свойства композитной системы TiNi / TaN, полученной магнетронным распылением. Покрытие TaN толщиной ~ 300 нм наносили на поверхность образцов TiNi в виде плющеной проволоки при токе 0,25 А, напряжении 320 В, давлении рабочего газа (смеси N₂/Ar) 1,6·10⁻² Па в течение 15 минут с ионной очисткой аргоном в течение 5 мин при токе 0,1 А, напряжении 1 кВ и без нее. Полученные образцы исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) для определения характеристических температур: А_н – температура начала обратного мартенситного превращения, А_к – температура окончания обратного мартенситного превращения, М_н – температура начала прямого мартенситного превращения, М_к – температура окончания прямого мартенситного превращения [3] и энтальпий мартенситных переходов (МП) [4]. Исследования проводили в рабочем диапазоне температур от -60 °С до 60 °С со скоростью охлаждения и нагрева образцов 10 °С/мин. Результаты сопоставлялись с исходными образцами TiNi в состоянии поставки, а также с образцами, подвергнутыми предварительному отжигу при температуре 700 °С в течение 30 мин с закалкой в воду (Таблица 1).

Таблица 1 – Характеристики фазовых переходов образцов TiNi, где исходный материал был подвергнут рекристаллизационному отжигу при T = 700 °С в течение 30 минут

Образец	Характеристические температуры (°С)				Энтальпия прямого МП (Дж/г)	Энтальпия обратного МП (Дж/г)
	А _н	А _к	М _н	М _к		
TiNi	-20	-16	-36	-40	4,8	-6
TiNi/TaN	-19	-15	-36	-40	5	-5,8
TiNi / TaN + ионная очистка	-19	-15	-35	-41	6,7	-7,2

Исследования методом дифференциальной сканирующей калориметрии показали, что в образцах сплава TiNi в состоянии поставки после нанесения покрытия выраженные пики мартенситных превращений отсутствуют, что свидетельствует о сохранении наклепанного состояния материала после низкотемпературного воздействия в процессе магнетронного распыления. В образцах после рекристаллизационного отжига при 700 °С в течение 30 мин фиксируются тепловые эффекты, соответствующие мартенситным превращениям типа B2↔B19' в температурном интервале от -50 до -10 °С (Рисунок 1).

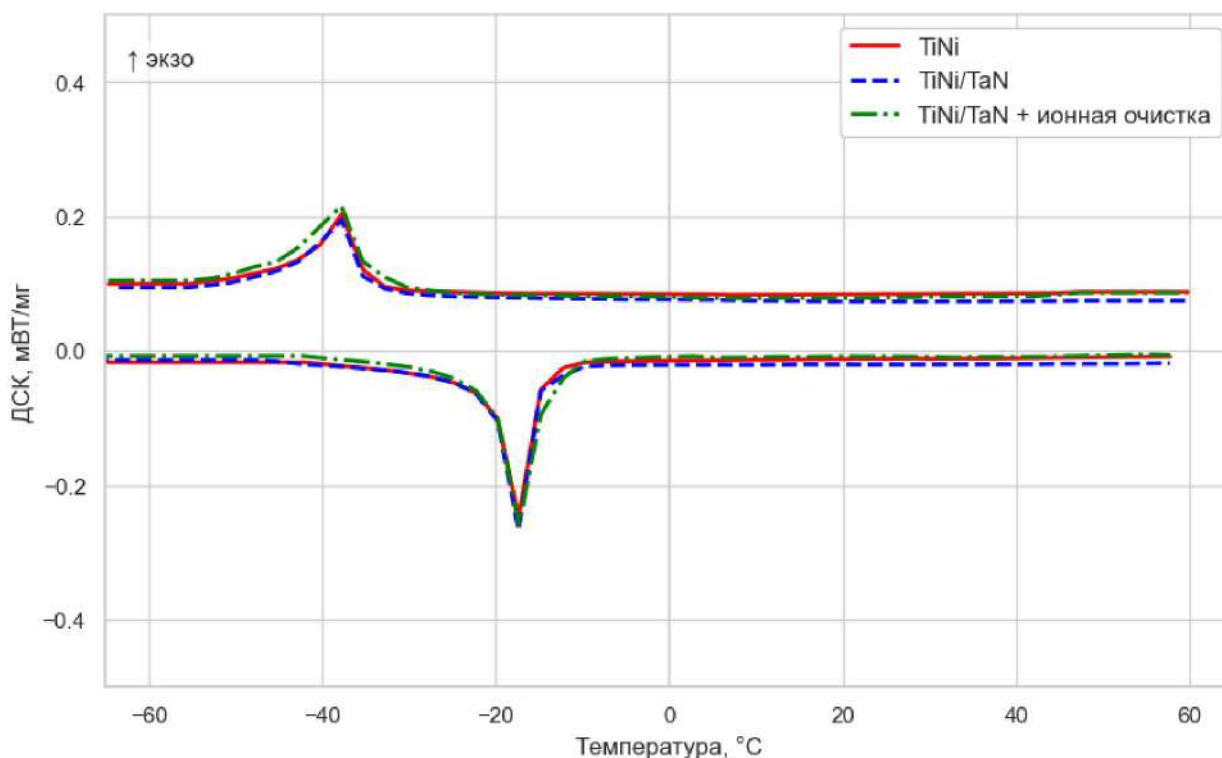


Рисунок 1 – ДСК-кривые образцов TiNi, где исходный материал был подвергнут рекристаллизационному отжигу при $T = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 30 минут

Установлено, что нанесение покрытия TaN методом магнетронного распыления приводит к незначительному изменению (в пределах погрешности методов определения [3, 4]) характеристических температур и энтальпий МП рекристаллизованных образцов TiNi, относительно исходного состояния. Следовательно, предложенный режим позволил получить покрытие TaN без влияния на функциональные свойства.

Работа выполнена при финансовой поддержке БРФФИ (проект T25M-062).

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Du T., Liu J., Dong J., Xie H., Wang X., Yang X., Yang Y. Multifunctional coatings of nickel-titanium implant toward promote osseointegration after operation of bone tumor and clinical application: a review // *Frontiers in Bioengineering and Biotechnology*. - 2024. - Vol. 12. - Art. 1325707.
2. Liu X., Chu P.K., Ding C. Surface Modification of Titanium, Titanium Alloys, and Related Materials for Biomedical Applications // *Materials Science and Engineering R: Reports*. - 2005. - Vol. 47, № 3. - P. 49-121.
3. ASTM F2004-05(2010), Standard Test Method for Transformation Temperature of Nickel-Titanium Alloys by Thermal Analysis, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2010.
4. Реснина Н.Н. Влияние напряжения на температурную кинетику мартенситных превращений и изменения деформации в сплавах с памятью формы на основе никелида титана: дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.02.04 / Н.Н. Реснина. – Санкт-Петербург, 2003. – 308 л.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАБОТЫ ВНУТРИМАТОЧНОГО УСТРОЙСТВА ИЗ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Пряхин С.С.^{1*}, Дородейко В.Г.², Рубаник В.В. мл.¹, Рубаник В.В.¹

¹Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

²ЗАО «Медицинское предприятие Сумаре», Витебск, Беларусь

*ita@vitebsk.by

В работе решалась задача моделирования функционального сверхупругого поведения внутриматочного устройства (ВМУ) предназначенного для предотвращения беременности или лечения болезней матки. Основой устройства является проволоочный элемент из сплава с эффектом памяти формы (нитинол) с заданной пространственной конфигурацией в сверхупругом состоянии [1]. На него можно крепить бусинки с физиологически или фармакологически активным составом. Способ имплантации заключается в предварительном выпрямлении трехмерной проволоочной конфигурации ВМУ, затягивании её в тонкий цилиндр и последующее выталкивание в полость матки. время имплантации. При этом материал проволоочного элемента должен обеспечить восстановление начальной пространственной конфигурации ВМУ за счет сверхупругих свойств и упруго деформироваться до частично сжатой формы за счет сжимающей силы, превышающей силу, прилагаемую к ней полостью расслабленной матки. Трехмерная структура также должна упруго сжиматься и разжиматься в ответ на сжатие и расширение полости матки. Использование нитиноловых сплавов в качестве основы ВМУ упомянутого типа является перспективным: во-первых, можно подобрать сплав, обладающий сверхупругостью при температуре человеческого тела; во-вторых, медицинские нитиноловые сплавы биосовместимы с человеческим организмом.

В настоящей работе рассмотрен аспект, касающийся выпрямления и последующего восстановления пространственной формы ВМУ при использовании нитинола в качестве проволоочного элемента. Конфигурация ВМС представляет собой две петли диаметром 12-14 мм, повернутые друг относительно друга на угол около 90°, и переходной участок между ними (рис. 1а). Форму ВМС описывали с помощью аналитической зависимости радиус-вектора средней линии от параметра φ (Рис. 1б):

$$\mathbf{r}(\varphi) = x(\varphi)\mathbf{i} + y(\varphi)\mathbf{j} + z(\varphi)\mathbf{k}, \quad \varphi \in [0; 4\pi], \quad (1)$$

где: $x(\varphi)$, $y(\varphi)$, $z(\varphi)$ – текущие координаты; $\mathbf{i}$, $\mathbf{j}$, $\mathbf{k}$ – базисные векторы системы отсчета. Аналитическое представление позволило оценить изменение радиуса кривизны ρ по траектории средней линии. Исходя из кривизны, выполнена оценка распределения максимальной интенсивности деформации TiNi проволоки при её выпрямлении. Величина деформации сопоставлена с нагрузочными кривыми упругопластического материала и сверхупругого.

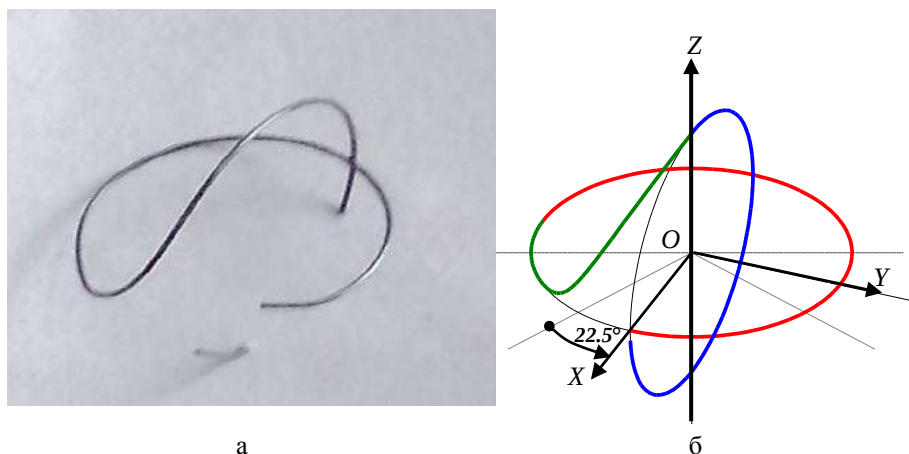


Рисунок 1 – Вид внутриматочного устройства – а и траектория средней линии – б.

Как видно, на Рисунке 1а имеются два крайних дуговых участка, приблизительно по 3/4 полного оборота, которые принадлежат взаимно перпендикулярным плоскостям. Условно назовем их *экваториальным* и *меридиональным* участками ВМУ. Между этими участками расположен промежуточный *переходной* дуговой участок, который находится внутри трехгранного угла $O-YXZ$ (Рисунок 1б). На стыках между переходным и крайними участками форма гладко переходит с одного участка проволочного элемента на другой. Переходной участок также является частью единого каркаса, воспринимающего нагрузку. При этом он позиционирует и удерживает ориентацию экваториального и меридионального участков элементов относительно друг друга.

Среднюю линию экваториального участка считаем дугой окружности угловым размером 270° , лежащую в плоскости XOY . Ее траекторию опишем системой уравнений

$$\left. \begin{aligned} x &= R \cos \varphi \\ y &= R \sin \varphi \\ z &= 0 \end{aligned} \right\}, \quad 0 \leq \varphi \leq 1.5\pi. \quad (2)$$

где R – радиус окружности.

Среднюю линию меридионального участка описываем по аналогии как дугу окружности угловым размером 270° , лежащую в плоскости XOZ . Соответствующая система уравнений:

$$\left. \begin{aligned} x &= R \cos \varphi \\ y &= 0 \\ z &= R \sin \varphi \end{aligned} \right\}, \quad 2.5\pi \leq \varphi \leq 4\pi. \quad (3)$$

Для описания траектории средней линии переходного участка используем значения параметра на промежуточном отрезке $\varphi \in [1.5\pi; 2.5\pi]$. Эмпирически подобрано семейство уравнений траекторий переходного участка в виде системы уравнений

$$\left. \begin{aligned} x &= R \sqrt{1 - \sin^{4n} \frac{\varphi - 1.5\pi}{2}} \cdot \sin \frac{\varphi - 1.5\pi}{2} \\ y &= -R \sqrt{1 - \sin^{4n} \frac{\varphi - 1.5\pi}{2}} \cdot \cos \frac{\varphi - 1.5\pi}{2} \\ z &= R \sin^{2n} \frac{\varphi - 1.5\pi}{2} \end{aligned} \right\}, \quad 1.5\pi \leq \varphi \leq 2.5\pi. \quad (4)$$

где величина показателя степеней $2n$ имеет целые четные значения: 2, 4, 8, 16...

Все точки траектории, отвечающей уравнениям (2)-(4) (Рис. 2), включая переходной участок, лежат на поверхности сферы радиусом R .

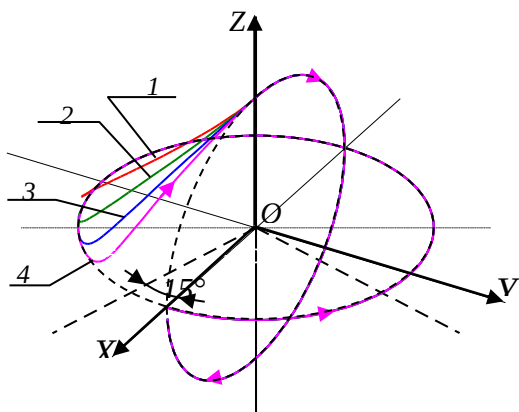


Рисунок 2 - Траектория средней линии для переходных участков, различающихся значениями степенного показателя $2n$: 1 – 2; 2 – 4; 3 – 8; 4 – 16.

На Рисунке 3а представлено распределение радиуса кривизны средней линии ρ по траектории средней линии. Расчет выполнен для $R = 6$ мм с использованием аналитических выражений для координат (2)-(4) по формуле для кривизны k из [2]:

$$k = \frac{1}{\rho} = \frac{|\mathbf{r}' \times \mathbf{r}''|}{|\mathbf{r}'|^3}, \quad (5)$$

где: $\mathbf{r}'$ и $\mathbf{r}''$ – первая и вторая производные по параметру φ радиус-вектора средней линии, см. уравнение (1). Расчет выполнен для значений показателя $2n$: 2; 4; 8; 16. В правой части формулы (6) в числителе стоит модуль векторного произведения.

На Рисунке 3б показаны распределения максимальной величины интенсивности деформации ε , обусловленные выпрямлением проволоки путем обратного изгиба, которые соответствуют рассчитанным распределениям радиуса кривизны. Данные по локализации опасных сечений (Рисунок 3б) и величине максимумов в них интенсивности деформации приведены в Таблице. Расчет максимальной величины интенсивности деформации осуществлялся по формуле (6), по аналогии с выражением для чистого изгиба [3]:

$$\varepsilon_{\max}^i = \frac{0.5 \cdot d}{\rho}, \quad (6)$$

где d – диаметр проволоки. В расчетах использовали значение $d = 0.4$ мм.

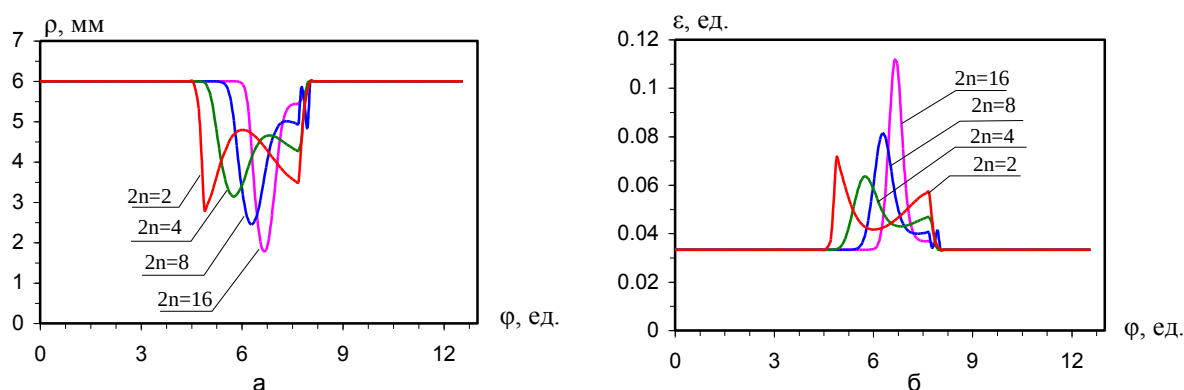


Рисунок 3 - Зависимость радиуса кривизны средней линии ρ – а и максимальной деформации ε от параметра φ – б

Таблица – Локализация опасных сечений и максимальные интенсивности деформации TiNi проволоки.

Показатель степени $2n$ в уравнении (4)	2	4	8	16
Положение опасного сечения φ , ед.	4.89	5.85	6.28	6.63
Минимальный радиус кривизны ρ , мм	2.80	3.19	2.45	1.82
Максимальная деформация ε , ед.	0.071	0.63	0.081	0.111

Для анализа способности материала восстанавливать форму после деформирования до уровней, соответствующих нижней строке Таблицы, рассмотрим диаграммы, представленные на Рисунке 4 для стали и сплава TiNi. Зависимость напряжение-деформация при растяжении проволоки из стали 12X18H10T (кривая 1) соответствует упругопластической деформации, кривая 2 – ее пластической составляющей. Из диаграммы видно, что при деформации 0.03 почти половина ее величины является пластической, которая не восстанавливается при снятии нагрузки. То есть упругопластический материал нельзя считать пригодным для элемента ВМУ [1].

На Рисунке 4Б приведена диаграмма моделируемого процесса нагружения с последующей разгрузкой для нитинола. Физическая и математическая составляющие модели описаны в работе [4]. Расчеты выполнены для процессов, происходящих при постоянной температуре $T = 36^\circ\text{C}$, превышающей величину температуры окончания обратного мартенситного превращения $A_f = 34^\circ\text{C}$. При $T > A_f$ процесс нагружение-разгрузка является сверхупругим. В нем нагружение сопровождается участком превращением аустенитной структуры материала в напряженно ориентированную мартенситную, которое дополняет упругую деформацию *деформацией превращения*. Участок нагружения, в котором идут мартенситные превращения, характеризуется пониженной жесткостью. Величина деформации превращения может почти на порядок превышать величину упругой составляющей деформации, но ограничена величиной предела для сплава с памятью формы ε_L . Пока материал не исчерпает на 100% аустенитный ресурс для превращения в мартенсит, приобретенная деформация считается обратимой. Разгрузка материала при сверхупругости приводит к исчезновению деформации превращения в силу термодинамической обратимости обратного мартенситного превращения. Также исчезает и упругая составляющая деформации. Для моделирования использовалось значение предела деформации превращения $\varepsilon_L = 0.067$, характерное для медицинских поликристаллических TiNi сплавов. Результат расчетов (Рис. 4Б) показывает обратимость деформаций до величины $\varepsilon = \varepsilon_{\text{crit}} = 0.0787$, соответствующей 100%-му уровню мартенситных превращений, что хорошо согласуется с экспериментальными данными [5].

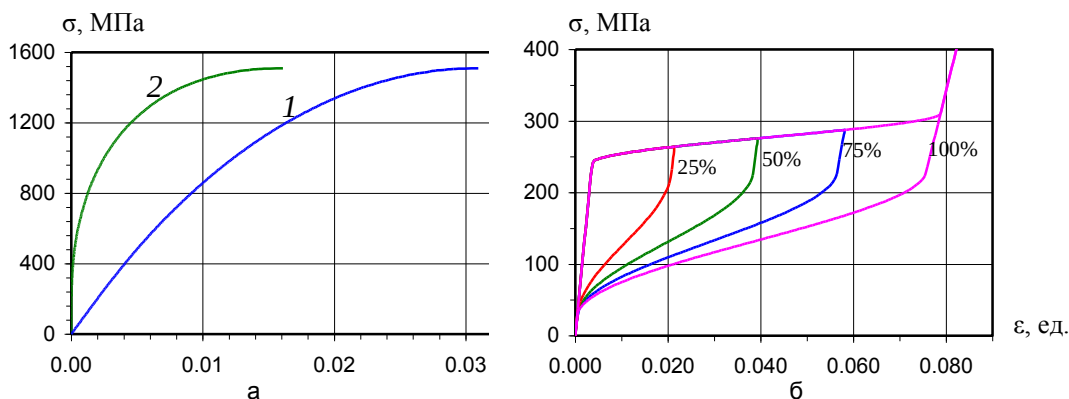


Рисунок 4 – σ - ε диаграммы деформации для стали 12X18H10T – а и нитинола – б

В нижней строке Таблицы величина максимальной деформации ниже критического значения обратимости деформации $\varepsilon_{\text{crit}} = 0.0787$ только для первых двух ветвей семейства уравнений (4): $2n = 2$ и $2n = 4$. Помимо меньшего значения максимальной деформации, траектория промежуточного участка ветви $2n = 4$ плотнее приближается к плоскостям экваториального и меридионального, что усиливает способность проволоочного элемента противостоять нагрузкам в этих плоскостях. Поэтому ветвь $2n = 4$ представляется наиболее предпочтительней для формы элемента.

Понятно, что проволоочный элемент должен сопротивляться нагрузкам, возникающим после имплантации. Вариантом увеличения сопротивления проволоочного элемента может быть увеличение диаметра проволоки – по аналогии с сопротивлением балки, жесткость которой растет пропорционально квадрату поперечного размера. В соответствии с уравнением (6), чтобы не превышать критических значений обратимой деформации при увеличении диаметра проволоки d можно увеличивать сферический радиус элемента R , так как $\rho(\varphi)$ пропорционален R . В частности, для того, чтобы не превысить критическое значение обратимой деформации при увеличении диаметра проволоки от 0.4 до 0.6 мм из соображений пропорциональности сферический радиус необходимо увеличить от 6 мм до величины не менее 6.52 мм. Эта оценка коррелирует с диапазонами геометрических размеров ВМС приведенными в [1].

Таким образом проведен анализ возможности создания компактного пространственного структурного элемента для внутриматочного устройства, выполненного в виде проволочного каркаса ограничивающего сферическую область. Функциональным требованием к элементу ВМС является способность возвращаться к первоначальной форме после выпрямления путем затягивания в капилляр и последующего выталкивания в полость матки. Предложено параметрическое описание пространственной формы аналитическими функциями, обеспечивающее гладкость сопряжений переходного участка с двумя взаимно перпендикулярными дугowymi участками. Выбрана оптимальная ветвь из семейства аналитических функций для геометрии переходного участка, обеспечивающая минимальный уровень деформации при выпрямлении проволочной структуры. Выполнены расчеты максимальной деформации при заданных сферическом диаметре и диаметре проволоки. Показано, что эта деформация не превышает уровня восстанавливаемой деформации для нитинола, подвергающегося нагружению в температурной области свехупругости. Высказаны соображения о возможности поддерживать уровни максимальных деформаций ниже максимума обратимости деформаций при изменении диаметра проволоки или диаметра сферической конструкции.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Устройство для расположения в полости матки: Описание изобретения к заявке в Евразийское патентное ведомство/ Бар-Ам Илан, Вайнштейн Ариэль (IL); заявитель ОКОН МЕДИКАЛ ЛТД. (IL); № 201791230 А; заявл. 2014.12.11; опубл. 2017.10.31, Бюл. ЕАПВ "Изобретения (евразийские заявки и патенты)" № 10.
2. Воднев В.Т. Основные математические формулы / В.Т. Воднев, А.Ф. Наумович, Н.Ф. Наумович; Под ред. Ю.С. Богданова. – Мн.: Выш. Школа, 1980 -336 с.
3. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов: Учебник для вузов -9-е изд., – М.: ФИЗМАТЛИТ, 1986. – 512 с.
4. S. Pryakhin, V. Rubanik, Jr. Modeling of thermomechanical behavior of shape memory alloys / Shape memory alloys: properties, technologies, opportunities: special topic volume book series Material Science Foundations / – Zurich-Durten, Switzerland: Trans Tech Publication Ltd. – 27 p.

УПРАВЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ КАВИТАЦИОННОЙ ОБЛАСТИ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ И ФУНКЦИОНАЛИЗАЦИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ

Дежкунов Н.В., Минчук В.С., Бойдич А.В., Лебедь А.А.

Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,
Минск, Беларусь
E-mail: dnv@bsuir.by

Технологии, основанные на использовании ультразвуковой кавитации, рассматриваются в литературе как перспективный инструмент модификации углеродных наноматериалов, включая графен и его производные. Кавитационное воздействие обеспечивает эффективное диспергирование, эксфолиацию и функционализацию графеновых структур в жидкой среде без применения агрессивных химических реагентов, что расширяет возможности получения стабильных дисперсий и нанокомпозитов с заданными свойствами [1,2].

Ультразвуковая обработка позволяет варьировать морфологию и физико-химические характеристики материалов за счёт изменения параметров акустического поля и характеристик кавитационной области.

В данной работе рассмотрены возможности управления динамикой развития кавитационной области и активностью кавитации за счет варьирования газосодержания и температуры жидкости, импульсного модулирования ультразвукового поля и при взаимодействии сильно различающихся по частоте ультразвуковых полей. Выявлены закономерности и обсуждаются механизмы влияния данных параметров на кавитационную область. Эксперименты выполнены в низкочастотном (НЧ, 22 кГц) и высокочастотном (ВЧ, 720 кГц) ультразвуковых полях.

Показано, что при интенсивности ультразвука I , значительно превышающей порог кавитации ($I \gg I_{\text{пор}}$) ее активность, т.е. интенсивность воздействия на физико – химические процессы в жидкостях снижается с ростом газосодержания. Это обусловлено рядом факторов, среди которых важнейшими являются: высокий уровень поглощения и рассеяния энергии ультразвука, интенсивное взаимодействие пузырьков между собой, демпфирование процесса захлопывания пузырьков вследствие повышенного содержания газа внутри них. В результате снижается эффективность преобразования энергии ультразвука в энергию ударных волн и микроструй жидкости, которыми обеспечиваются упомянутые выше эффекты кавитации при обработке материалов. Уменьшение газосодержания жидкости, например, за счет дегазации соответственно приводит к росту активности кавитации. Однако при этом увеличивается и порог кавитации, т.е. минимальная интенсивность ультразвука, при которой возможно генерирование кавитационных эффектов.

В исследованиях по влиянию модулирования ультразвукового поля на кавитационную область регистрировалось свечение, генерируемое кавитационной областью – звуколюминесценция (ЗЛ), по которой оценивалась активность кавитации. Длительность периода следования импульсов ультразвука T варьировалась в диапазоне от 10 мс до 2000 мс, длительность импульсов t - в диапазоне от 0.5 мс до 100 мс. Установлено, что характер изменения L при увеличении t подобен характеру её изменения при уменьшении T . В обоих случаях интенсивность ЗЛ увеличивается вначале медленно, а затем, начиная с некоторых критических значений T_{crit} и t_{crit} наклон зависимостей существенно меняется, так что увеличение интенсивности ЗЛ носит скачкообразный характер. Интенсивность сигнала H , снимаемого с гидрофона, при этом резко уменьшается, что указывает на скачкообразное увеличение поглощения ультразвука в кавитационной области. При дальнейшем увеличении t или уменьшении T интенсивность ЗЛ достигает максимума и затем уменьшается. Величина H при этом плавно уменьшается.

Одновременное применение импульсного модулирования звукового поля, дегазации и охлаждения жидкости, намного превосходит сумму эффектов, вызываемых каждым из методов в отдельности, т. е. имеет место взаимное усиление эффектов.

Исследовались закономерности генерирования звуколюминесценции при взаимодействии сильно различающихся по частоте ультразвуковых полей. На рисунке 1 представлен пример синхронной регистрации выходных сигналов гидрофона Н и фотоумножителя L при взаимодействии НЧ и ВЧ полей. Амплитуда колебаний НЧ излучателя – 8 мкм, время работы ВЧ и НЧ излучателей отмечено в нижней части рисунков закрашенными участками соответственно верхней и нижней полос.

Режимы работы ВЧ и НЧ излучателей в данном примере таковы, что интенсивность ЗЛ при работе каждого из них отдельно (участки АВ и CD соответственно) незначительно превышает уровень фоновых импульсов.

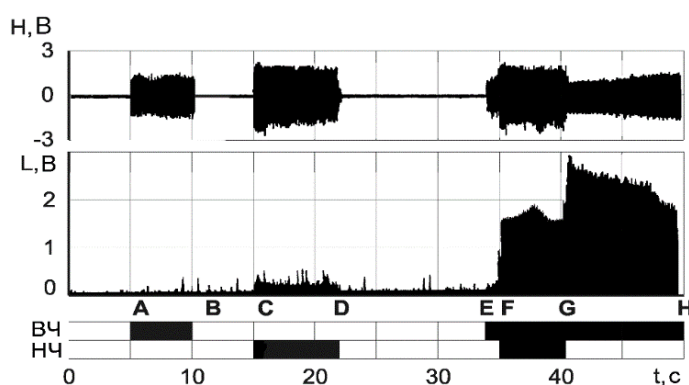


Рисунок 1 – Временные осциллограммы выходных сигналов гидрофона Н (верхняя) и фотоумножителя L (нижняя)

При совместной работе излучателей (участок FG) суммарный эффект более чем в 10 раз превосходит сумму эффектов, вызываемых отдельно НЧ и ВЧ полями.

Показано, что эффект неаддитивного усиления звуколюминесценции (синергизм) имеет место не только при одновременном воздействии полей на жидкость, но также и в ВЧ поле после предварительного озвучивания жидкости НЧ полем. Из этого следует, что при интенсивностях НЧ поля, превышающих порог кавитации, основным механизмом повышения активности кавитации является генерирование зародышей кавитации пузырьками, пульсирующими под действием НЧ поля при их коллапсе. Поскольку новые зародыши содержат гораздо меньше воздуха, чем исходные пузырьки, стабильно существующие в жидкости, то они и захлопываются в ВЧ поле с большей скоростью, что может обеспечивать повышение эффективности преобразования и концентрации энергии.

Представленные выше методы воздействия на кавитационную область в мощных ультразвуковых полях открывают широкие возможности для управления активностью кавитации при ультразвуковой обработке материалов, включая, например, суспензии наночастиц или наноструктуры, используемые в технологиях микроэлектроники.

Для оптимизации и контроля кавитационных режимов ультразвуковой обработки рекомендуется использовать приборы серии ICA [3]: ICA-4D, ICA-5DM и другие.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1. A. Ručigaj, J. G. Connell, M. Dular, et al. // Ultrasonics Sonochemistry. 2022. V. 90. #. 106212.
2. В.В. Рубаник, В.О. Савицкий, В.В. Рубаник мл., и др. // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2021. № 3. – С. 74–83.
3. В.С. Гаврилюк, Н. В. Дежкунов, А. В. Котухов, и др. // Доклады БГУИР. 2024. Т. 22, № 2. – С. 92–104.

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛЮМИНИЕВЫХ БРОНЗ

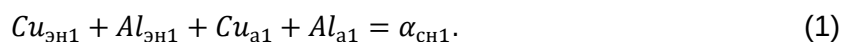
Марукович Е.И.¹, Стеценко В.Ю.¹, Стеценко А.В.²

¹Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Минск, Беларусь

²Белорусско-Российский университет, Могилев, Беларусь
stetsenko.52@bk.ru

Согласно диаграмме состояний $Cu - Al$, при кристаллизации алюминиевых бронз формируются микрокристаллы α -фазы ($\alpha_{МК1}$) и микрокристаллы β -фазы ($\beta_{МК1}$) [1].

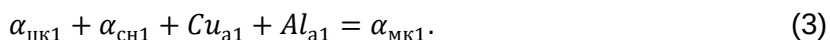
Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки алюминиевых бронз, $\alpha_{МК1}$ распадаются в основном на элементарные нанокристаллы меди ($Cu_{ЭН1}$), алюминия ($Al_{ЭН1}$) и свободные атомы меди (Cu_{a1}), алюминия (Al_{a1}) [2]. Кристаллизация $\alpha_{МК1}$ является наноструктурным процессом, который происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\alpha_{СН1}$) по следующей реакции:



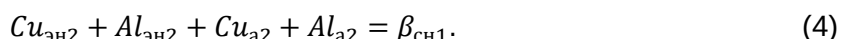
Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{ЦК1}$) согласно следующей реакции:



Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{МК1}$ по следующей реакции:



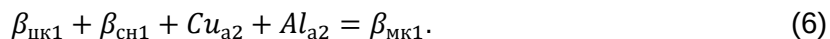
Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки алюминиевых бронз, $\beta_{МК1}$ распадаются в основном на элементарные нанокристаллы меди ($Cu_{ЭН2}$) и алюминия ($Al_{ЭН2}$) и свободные атомы меди (Cu_{a2}), алюминия (Al_{a2}) [2]. Кристаллизация $\beta_{МК1}$ является наноструктурным процессом, который происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\beta_{СН1}$) по следующей реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\beta_{ЦК1}$) согласно следующей реакции:



Заканчивается процесс кристаллизации $\beta_{МК1}$ по следующей реакции:



Согласно диаграмме состояния $Cu - Al$, фазовые превращения при перекристаллизации алюминиевых бронз происходят согласно следующей эвтектоидной реакции [1]:

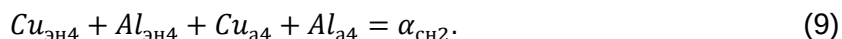


где $\alpha_{МК2}$ и $\gamma_{МК}$ – микрокристаллы α -фазы и γ -фазы при эвтектоидной реакции. При 838 К происходит распад $\beta_{МК1}$ согласно следующей реакции:



где $Cu_{эн3}$, $Al_{эн3}$ – элементарные нанокристаллы меди и алюминия, а $Cu_{а3}$, $Al_{а3}$ – свободные атомы меди и алюминия.

Образование $\alpha_{МК2}$ является наноструктурным процессом, который происходит следующим образом [4]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\alpha_{сн2}$) по следующей реакции:

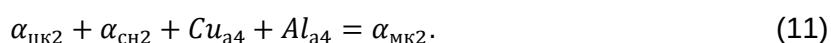


где $Cu_{эн4}$, $Al_{эн4}$ – элементарные нанокристаллы меди и алюминия, а $Cu_{а4}$, $Al_{а4}$ – свободные атомы меди и алюминия.

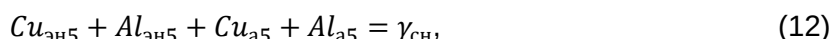
Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{цк2}$) согласно следующей реакции:



Заканчивается процесс формирования $\alpha_{МК2}$ по следующей реакции:



Аналогично, образование $\gamma_{МК}$ происходит следующим образом [4]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\gamma_{сн}$) по следующей реакции:



где $Cu_{эн5}$, $Al_{эн5}$ – элементарные нанокристаллы меди и алюминия, а $Cu_{а5}$, $Al_{а5}$ – свободные атомы меди и алюминия.

Затем образуются центры кристаллизации ($\gamma_{цк}$) согласно следующей реакции:



Заканчивается процесс формирования $\gamma_{МК}$ по следующей реакции:



При этом справедливы следующие уравнения:



Таким образом, кристаллизация и перекристаллизация алюминиевых бронз являются наноструктурными процессами, в которых основную роль играют элементарные нанокристаллы меди, алюминия и структурообразующие нанокристаллы α -фазы, β -фазы и γ -фазы.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: справочник. М.: Наука, 1979. 248 с.
2. Марукович, Е. И. Наноструктурная теория металлических расплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. 2020. № 3. С. 7–9.
3. Марукович, Е.И. Кристаллизация металлов и сплавов: монография / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, К.В. Никитин, А.В. Стеценко. Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2025. 192 с.
4. Марукович, Е.И. Наноструктурные фазовые превращения при эвтектоидных реакциях бинарных сплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия. 2023. № 4. С. 30–32.

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Afanasiev S.	412	Баздникина Е.А.	57, 143
Bahrets D.A.	396	Базлов А.И.	28, 55, 73, 182, 200, 211, 219, 343
Bazlov A.I.	402, 404, 407	Банных И.О.	92
Davydov D.	412	Баранова А.П.	73, 264
Dawei Yu	412	Барилюк Д.В.	65
Dinh Chi Linh	402, 404, 407	Бауман Д.А.	212
Doan Dinh Phuong	402, 404, 407	Бежик А.А.	89
Dudkina S.I.	51	Безус Ю.А.	180
Ebrahimi R.	347	Бекаревич Д.А.	197
Glazunova E.V.	51	Бекеле Б.	73
Iusupova O.	412	Белозеров А.С.	88
Karamyshev K.	412	Белоцерковский М.А.	12
Karpinsky D.V.	407	Беляев С.П.	28, 55, 182, 183, 211, 343
Kun Liu	412	Беляев Ф.С.	49, 175, 292, 366
Lutsko V.F.	404	Бесчеров Д.Е.	145
Majid Naseri.	412	Бетехтин В.И.	119
Marchenkova E.	412	Бикбаев Р.М.	28, 182, 200, 343
Mozzharov S.E.	396	Блинова Е.Н.	309, 381
Ngo Thi Anh Tuyet	396	Бобрышева Н.П.	220, 351
Nguyen Trong Thanh	402, 404, 407	Богдан А.	358
Nguyen Van Toan	402, 404, 407	Боголюбский А.С.	156
Nikifarava I.V.	402, 404, 407	Богословский Р.А.	205
Okulov A.	412	Бойдич А.В.	421
Reznichenko L.A.	51	Бондарук А.А.	29, 214
Rubanik V.V.	402, 404, 407	Брундуков А.С.	160
Rubanik V.V.jr.	402, 404, 407	Бузоверя М.Э.	261
Salokha D.S.	396	Бунин И.Ж.	132
Savitsky V.O.	396, 402, 404, 407	Бурый Е.Д.	246
Shilkina L.A.	51	Бухтаревич С.П.	411
Sonar T.	412	Быченко Д.С.	285
Tran Bao Trung	402, 404, 407	Валиев Р.З.	347
Verbenko I.A.	51	Варапай Н.В.	294
Yuefei Jia	412	Варюхин В.Н.	208
Zaijiu Li	412	Ващенко С.С.	346
Zheludkevich A.L.	407	Веремей И.С.	282, 285
Аббатов Н.В.	40	Веремейчик А.И.	279, 378
Аббасов К.Т.	279	Верещагин С.Ю.	107
Абдюханов И.М.	155, 187	Видюк Т.М.	282
Абзаев Ю.А.	78	Виленский О.Ю.	151
Агапов И.В.	350, 351	Виндокуров И.В.	95, 141
Акбаров Р.Ю.	8	Винокуров Е.О.	78
Акула И.П.	391	Власов И.И.	332
Алексеев А.А.	353	Власукова Л.А.	85
Алексеев М.В.	155, 187	Вознесенский М.А.	220, 351
Алиев Р.У.	313	Волков А.Е.	175, 292, 349, 366
Андреев В.А.	122, 166, 251, 312, 352	Волков Г.А.	372
Анисимов В.И.	88	Волкова Н.А.	349
Антанович А.А.	43	Волокитин О.Г.	78
Антипов В.И.	92	Волокитин Г.Г.	40
Астратов В.Ю.	216	Волосков Б.С.	70
Ашмарин А.А.	335	Волочко А.Т.	393
Баграмов Р.Х.	332	Воронин М.В.	340, 341
Багрец Д.А.	391, 411	Воронина И.С.	14
Баженов А.А.	57, 143	Воронов В.Д.	309
Баженов В.Е.	173		

Воропаева Е.А.	103	Жорник В.И.	31, 282, 285
Восмериков С.В.	282	Жукова Ю.С.	52
Вуколов Е.А.	175	Завойчинская Э.Б.	81
Вьюненко Ю.Н.	372	Задорожный В.С.	384
Вьюшин Е.О.	200	Занаева Э.Н.	200, 219
Галин Р.Г.	255, 258	Зибров И.П.	43
Галышев С.Н.	56	Золотуев К.В.	187, 231
Гамзелева Т.В.	285	Зур И.А.	74
Герман С.А.	29, 214	Иванов А.И.	340
Гетманова М.Е.	205	Иванов А.М.	28, 182, 346
Главатских М.В.	76	Иванов А.Ю.	212
Глушников В.А.	275	Иванов И.А.	304
Головчан А.В.	239	Иванова Т.А.	132
Голубев Р.А.	316, 364, 383	Ивахник А.В.	31
Горбаченко Д.Ф.	49, 366	Ивлева Л.И.	14
Горбенко А.Д.	123, 125	Ильющенко А.Ф.	163
Горнакова А.С.	255, 258	Ильясов Р.А.	307
Горшенев В.Н.	249	Исаенкова М.Г.	307
Григорьева Т.Ф.	282	Исламгалиев Р.К.	347
Грунтович Н.В.	271	Ишкиняев Э.Д.	309
Губайдулина Т.	340, 341	Ишмухаметова Г.М.	355
Гундерова С.Д.	140	Кадиров П.О.	52
Гурбанович А.В.	239	Казакова А.А.	219
Гусакова О.В.	177	Казаринов Н.А.	349
Даминов А.С.	157	Калганов В.Д.	28
Данилов Д.В.	183	Калганов Д.А.	212
Дацук Е.Р.	269	Камерилова А.А.	173
Дашкевич В.Г.	216	Каныгина О.Н.	46
де Векки Д.А.	253	Каплан М.А.	123, 125
Девоино О.Г.	4	Карамов А.Р.	358
Девяткина Е.Т.	282	Карасев В.С.	290
Дежунов Н.В.	421	Каргин Ю.Ф.	169, 171
Денисенко В.Л.	411	Кардашев Б.К.	119
Денисенко Э.В.	411	Карелин Р.Д.	312, 352
Деркач М.А.	140	Карпачёва М.С.	414
Дмитриева А.П.	261	Карпушенков С.А.	225
Добаткин С.В.	166, 251	Карпушенкова Л.С.	225
Добаткина Т.В.	251	Катанин А.А.	88
Дородейко В.Г.	411, 416	Кашевич И.Ф.	222
Дуань Хунянь.	216	Керимова Л.Ф.	194
Дубиский С.М.	73, 264	Кийко В.М.	97, 100
Дубняк С.О.	325	Ким К.А.	169, 171
Евард М.Е.	292, 366	Киселев А.Ю.	372
Евлашин С.А.	70	Клопотов А.А.	40, 78
Евсеева П.В.	62	Ковалев И.А.	335
Егоров А.Р.	316	Ковалева С.А.	282, 285
Елисеева О.-Л.В.	264	Ковальчук Н.С.	85
Емелина Н.Б.	197	Ковгар В.В.	294
Ереев М.Н.	145, 148, 152	Когтенкова О.А.	255, 258
Ершов Н.А.	173	Коджаспиров Г.Е.	290
Жармухамбетов А.С.	305	Козин А.В.	145, 148
Жданович Д.Н.	246	Кокина К.А.	65
Желудкевич А.Л.	225, 237, 239	Колесенко А.В.	202
Живулько А.М.	239	Колесенко В.М.	202
Жигачев А.О.	114	Колесников Е.А.	333
Жидков В.К.	123, 125, 130	Колесов В.В.	249
Житенев А.И.	290	Колмаков А.Г.	92, 126, 130, 353

Колобов Ю.Р.	299, 301, 302	Лысенков А.С.	169, 171
Колобова Е.Г.	299, 302	Львов Л.О.	335
Комаров А.И.	17, 184	Лю Чжисинь	216
Комаров В.С.	312, 352	Магницкая М.В.	135, 137
Комаров Ф.Ф.	85	Мазаник Т.Ч.	239
Комиссаров А.А.	173, 337	Макаревич Г.В.	37
Коновалова Н.В.	155	Макаренко И.В.	389
Конопацкий А.С.	65, 288	Макаренко Л.В.	389
Константинов В.М.	67	Макаров В.Н.	46
Конушкин С.В.	125, 130	Максименко В.Н.	299, 302
Копорулина Е.В.	132	Малашенко В.В.	208
Корбит А.А.	89	Малашкевич Г.Е.	294
Коренков В.В.	107, 111	Мальченков А.В.	187, 231
Корепанов О.А.	358	Манкевич В.А.	393
Короб Д.К.	296	Манохин С.С.	299, 301, 302
Короткевич С.В.	271	Мареев К.А.	155
Костылев Д.А.	332	Маркарян А.А.	220, 351
Костюкевич П.А.	233	Маркова Г.В.	264
Кочанов Г.П.	335	Мартыненко Н.С.	60, 166, 251
Кравцова М.В.	155, 187, 231	Мартынов А.В.	378
Крайний И.В.	192	Марукович Е.И.	328, 423
Крапивная О.Н.	116	Марченков В.В.	156
Критченков А.С.	316, 364, 383	Марченкова Е.Б.	156
Критченков И.С.	397, 400	Маслов М.Г.	145
Критченкова А.Х.	397, 400	Медведева И.Ф.	246
Круглов М.С.	148	Мелентьев С.В.	78
Кругляков А.А.	236	Мельников М.Д.	169
Крылова М.В.	155	Мерсон Д.Л.	277, 375
Крымская О.А.	307	Мерсон Е.Д.	277, 375
Кудыбин М.В.	319, 325	Мешина К.И.	220
Кузей А.М.	233	Минина Н.А.	92
Кузнецова И.Е.	269	Минчук В.С.	421
Кулак М.М.	410	Минчукова О.Ф.	225
Кулаков В.И.	340	Мирзаалимов Н.А.	313
Курган К.А.	40	Митюк В.И.	239
Курилёнок А.А.	12, 17, 184	Михалев А.В.	189, 192
Куркина Н.М.	114	Михалев С.В.	189, 194
Лавриков Г.Е.	81	Михальчик В.В.	143, 307
Лалетин В.М.	319, 325	Мозжаров С.Е.	116
Ларин А.О.	225, 237	Морозова Я.А.	123, 130
Лебедь А.А.	421	Москальчук Л.Н.	296
Лежава А.А.	216	Мухина Ю.Э.	92
Лежнева Я.В.	239	Мягих П.Н.	277, 375
Лезин В.Д.	242	Надеждин С.В.	103
Лецко А.И.	344	Нарусова Е.Ю.	205
Лешок В.А.	67	Нарыкова М.В.	119
Либман М.А.	309	Насакина Е.О.	130
Ливанова Н.О.	205	Нгуен Ван Линь	316, 364, 383
Лигачев А.Е.	299, 302	Недоспасов И.А.	269
Лисовская Ю.О.	282, 285	Нечаев Ю.С.	274
Литвинко А.А.	4	Никитин И.С.	166
Лобанов Н.Н.	316, 383	Николайчик Ю.А.	328
Лонин К.А.	152	Нищев К.Н.	294
Лукашевич К.Е.	242	Нодирматов Э.З.	11
Лукоянов А.В.	156	Носова Е.А.	275
Лукьянова Е.А.	60, 166, 251	Овчинников В.И.	163
Лыков П.А.	14	Овчинников Е.В.	279

Овчинникова А.Е.	305	Пряхин С.С.	416
Огарков А.И.	335	Ражамаев О.Т.	8, 11
Огородников Д.А.	246	Разбаев П.А.	319, 325
Одринский А.П.	368	Ребров Т.В.	175
Одринский Г.А.	368	Реснина Н.Н.	28, 55, 182, 183, 211, 343
Озеров М.С.	103, 265	Реутёнок Ю.А.	344
Оковитый В.А.	4	Реутская А.А.	343
Оковитый В.В.	4	Ридель Н.С.	282
Окунев В.В.	8	Рогачев С.О.	122, 236
Омельчук Т.А.	73	Рогова А.Н.	335
Опейеми А.	288	Родаев В.В.	107, 111, 114
Орда Д.В.	17, 184	Рожкова Д.С.	337
Орехов К.А.	62	Романенко А.А.	294
Орлов В.И.	258	Романов А.Е.	212
Орловский Ю.Н.	411	Романов И.А.	85
Оруджова Т.С.	275	Ромшин А.М.	332
Осмоловская О.М.	220, 351	Роткович А.А.	29, 214
Осмоловский М.Г.	220, 351	Рубаник В.В.	119, 313, 319, 391, 410, 411, 416
Осокин А.А.	312	Рубаник В.В. мл.	119, 391, 411, 416
Остриков В.О.	24	Рудаков А.А.	304, 305
Остриков О.М.	21, 24	Русаков В.С.	340, 341
Павилайнен Г.В.	62	Русецкий Г.А.	202
Павлович К.А.	237	Русецкий С.Г.	202
Пайзуллаханов М.С.	11	Рухман А.А.	384
Панов Д.Ю.	212	Рухман Е.П.	384
Пантелеенко А.Ф.	216	Рыбальченко О.В.	60, 166, 251
Пантелеенко Ф.И.	4, 216	Рыбченко О.Г.	340, 341
Парпиев О.Р.	11	Рыльцев Р.Е.	135, 137
Парфиевич А.Н.	279	Рябцов А.В.	151
Пархоменко И.Н.	85	Рязанов И.В.	29
Пархоменко М.С.	200	Савельев И.И.	155, 187, 231
Пастернак Д.Г.	332	Садыкова Ю.А.	52
Патрушев В.Л.	152	Сальникова И.А.	37
Пенкин А.Г.	92	Самодуров А.А.	107, 111, 114
Перевозчикова Ю.А.	156	Сапего Е.Н.	358, 361
Пермякова Д.В.	264	Сасковец В.В.	37
Петров М.И.	307	Севостьянов М.А.	123, 125, 126, 130
Петровский В.Н.	309	Седов И.В.	299, 302
Платов С.И.	189, 194	Седых В.Д.	340, 341
Плегунова С.В.	173	Семенова Д.И.	316, 364, 383
Плескачевский Ю.М.	271	Семченко А.В.	294
Поволанский Э.И.	37	Семченко Г.О.	279
Поддубная Н.Н.	8, 319, 325	Семянникова А.А.	156
Подурец А.А.	350, 351	Сергеев А.А.	277
Поздняков А.В.	76	Сергеев Н.К.	253
Полуянов В.А.	277, 375	Сергеичев И.В.	70
Поникарова И.В.	28, 211	Сергиенко К.В.	126
Пономарёв Д.А.	220	Сибирев А.В.	55
Попова К.А.	57, 143	Сибиряков М.М.	346
Попова Н.А.	40	Сикаона Н.	383
Потапенко М.М.	155	Симонов А.П.	70
Прокошкин С.Д.	52, 73, 264, 312, 352	Синельщикова О.Ю.	361
Просвирнин Д.В.	166	Сипаков И.Е. ²	222
Просвиряков А.С.	197	Сказочкин А.В.	243
Протасов А.В.	156	Скирпичникова А.А.	264
Прусова И.В.	294	Скорняков С.Л.	88
Пруцков М.Е.	130		

Смирнов А.В.	269	Усламина М.А.	294
Смирнов А.Н.	40	Фадеева Е.А.	246
Соколов А.А.	194	Федоров А.С.	290
Соколов И.А.	220	Федоров С.А.	180
Соколов П.Ю.	73	Федосеева А.Э.	387
Соколовский В.С.	103, 265	Федотова Ю.А.	74
Солнцев К.А.	335	Федянин Н.Е.	57, 70, 143
Соловьев С.А.	152	Филиппов М.Н.	216
Соловьева Ю.В.	78	Филиппова В.П.	274, 381
Соловьёва Ю.В.	27	Филоненко В.П.	43, 332
Сосновский И.А.	12, 17, 184	Фионов А.С.	249
Спиридонов В.А.	212	Фирсов Д.Г.	70
Спорышева Д.И.	141	Фролов В.К.	319
Старенченко В.А.	27	Фролова М.Г.	169, 171
Стародубова М.С.	292	Хабарова И.А.	132
Стеклов Е.С.	152	Хаймович А.И.	275
Стеценко А.В.	423	Харченко А.А.	74
Стеценко В.Ю.	423	Хафизова Э.Д.	60
Столяров А.Ю.	194	Хвисевич В.М.	279
Страумал Б.Б.	255, 258	Хеук М.В.	378
Страхов О.В.	73	Хмелевская И.Ю.	312, 352
Стрельникова С.С.	335	Холодарь Б.Г.	378
Сулаймонов М.	11	Хорошева М.А.	255, 258
Сурсаева В.Г.	97, 100	Хорт Н.А.	393
Сухова Т.А.	288	Хоу Ябо	328
Суховинский С.А.	62	Храпова Н.Н.	255, 258
Сухоцкий А.Е.	285	Хубиев О.М.	383
Сучков А.Н.	57, 70, 143	Худододова Г.Д.	347
Сятковский А.И.	253	Цаплева А.С.	155, 187, 231
Талако Т.Л.	344	Царенко Ю.В.	313
Тарасов Б.А.	335	Цвященко А.В.	135
Тарытина И.Е.	251	Цыганкова Д.И.	361
Таскина А.А.	333	Чеверикий В.В.	73
Ташкинов М.А.	95, 141	Чекан Н.М.	391
Творогов А.И.	242	Черкасов В.В.	312, 352
Темралиева Д.Р.	60, 166, 251	Чернов Е.Д.	156
Тен Д.В.	337	Чернышихин С.В.	242
Терегулова А.А.	355	Чернявский А.С.	335
Терентьев П.Б.	156	Черняева Е.В.	349
Тишкевич Д.И.	29, 214	Четверикова А.Г.	46
Ткаченко М.И.	261	Чистюхина Э.И.	60, 166
Ткаченко Т.М.	239	Шебалкова Н.Е.	410
Токмачева-Колобова А.Ю.	299, 301, 302	Шевцов С.В.	335
Томчук А.А.	381	Шейко А.А.	378
Топоркова А.А.	340, 341	Шейна О.Д.	157
Точилкин В.В.	192	Шепелевич В.Г.	177
Трофимова М.Е.	211	Шереметьев В.А.	140, 242
Труханов А.В.	29	Шерматов Ж.З.	8, 11
Тумаркин А.В.	358, 361	Шилин А.Д.	319
Тюрин А.И.	107, 111, 114	Шилько И.С.	160
Тюрин В.А.	107, 111	Шленкин С.А.	192
Тюрнина З.Г.	361	Шманай Е.Е.	74
Тюрнина Н.Г.	361	Шокодько А.В.	335
Ужекина А.Н.	411	Шокодько Е.А.	335
Улитёнок А.О.	34	Шорников Д.П.	335
Урбан В.И.	391, 414	Штанский Д.В.	65
Усеинов А.С.	243	Шукан Н.М.	216
			429

Шурыгина Н.А.	274, 309	Юнак М.А.	107
Шут В.Н.	116, 222	Юсупов В.С.	312, 352
Щекин Д.В.	148	Юхин Ю.М.	157
Щелкачев Н.М.	135, 137	Яковцева О.А.	200
Эрназаров Ф.	11	Якубовская С.В.	89
Юдин А.В.	304		

СОДЕРЖАНИЕ

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ С КЕРАМИКОЙ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Литвинко А.А., Оковитый В.В.	4
ТЕСТИРОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ ПОТОКА Шерматов Ж.З., Акбаров Р.Ю., Ражаматов О.Т., Окунев В.В., Поддубная Н.Н.	8
МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЭФФЕКТИВНОГО ХРАНЕНИЯ ВОДОРОДА Пайзуллаханов М.С., Парпиев О.Р., Шерматов Ж.З., Нодирматов Э.З., Эрназаров Ф., Сулаймонов М., Ражаматов О.Т.	11
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭЛЕКТРОТЕРМИЧЕСКОГО НАГРЕВА ПРИ НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ ЦЕНТРОБЕЖНЫМ МЕТОДОМ Белоцерковский М.А., Сосновский И.А., Курилёнок А.А.	12
ВЫРАЩИВАНИЕ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ ОБЪЕМНО-ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ МЕТАБОРАТА БАРИЯ АЛЬФА-МОДИФИКАЦИИ Воронина И.С., Лыков П.А., Ивлева Л.И.	14
ИНЖЕНЕРНЫЙ РАСЧЕТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ НАПЛАВКЕ ПОКРЫТИЙ С ВНУТРЕННИМ ИНДУКЦИОННЫМ НАГРЕВОМ ДЕТАЛИ Сосновский И.А., Курилёнок А.А., Комаров А.И., Орда Д.В.	17
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В СДВОЙНИКОВАННОМ ЗЕРНЕ ПОЛИКРИСТАЛЛА Остриков О.М.	21
ФЕРРОМАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ КАК РАБОЧИЙ ЭЛЕМЕНТ НАНИТОВ (НАНОРОБОТОВ), ИСПОЛЬЗУЕМЫЙ В СОВРЕМЕННОЙ МЕДИЦИНЕ Остриков В.О., Остриков О.М.	24
ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И ЭВОЛЮЦИЮ СУБСТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ Cu-Al ОТ УМЕРЕННЫХ ДО МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А.	27
ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Hf/Zr НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Поникарова И.В., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Бикбаев Р.М., Иванов А.М., Базлов А.И., Калганов В.Д.	28
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ КОМПАУНД-W ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ ИОНИЗИРУЮЩИХ ИЗЛУЧЕНИЙ Роткович А.А., Бондарук А.А., Рязанов И.В., Герман С.А., Труханов А.В., Тишкевич Д.И.	29
ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ФОРМИРОВАНИЯ ГИБРИДНОЙ ДИСПЕРСНОЙ ФАЗЫ ПЛАСТИЧНЫХ СМАЗОК Жорник В.И., Ивахник А.В.	31
СРАВНИТЕЛЬНЫЕ РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТВЁРДОГО СПЛАВА Улитёнок А.О.	34

АНТИАДГЕЗИОННОЕ ПОКРЫТИЕ НА РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЯХ ПОЧВООБРАБАТЫВАЮЩИХ ОРУДИЙ Макаревич Г.В., Сальникова И.А., Сасковец В.В., Поволанский Э.И.	37
ВЛИЯНИЕ СПОСОБА СВАРКИ И ВВЕДЕНИЯ ИСКУССТВЕННЫХ ДЕФЕКТОВ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВКЛАДОВ РАЗЛИЧНЫХ МЕХАНИЗМОВ В ОБЩЕЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ В НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ Курган К.А., Клопотов А.А., Попова Н.А., Абабков Н.В., Смирнов А.Н., Волокитин Г.Г.	40
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КАМЕННОУГОЛЬНОГО ПЕКА ДЛЯ СИНТЕЗА БОРИРОВАННЫХ МИКРОАЛМАЗОВ Антанович А.А., Зибров И.П., Филоненко В.П.	43
КРИСТАЛЛИЧНОСТЬ МУЛЛИТА КАК НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ РЕЖИМОВ ОБЖИГА Каныгина О.Н., Четверикова А.Г., Макаров В.Н.	46
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЧЕТА ПЛАСТИЧНОСТИ НА ТОЧНОСТЬ МОДЕЛИРОВАНИЯ ЭФФЕКТА ТРЕНИРОВКИ РАБОЧЕГО ЭЛЕМЕНТА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПРИВОДА ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Горбаченко Д.Ф., Беляев Ф.С.	49
EFFECT OF RADIATION PROCESSING ON THE PHYSICAL PROPERTIES OF FUNCTIONAL NIOBATE MATERIALS Dudkina S.I., Glazunova E.V., Shilkina L.A., Verbenko I.A., Reznichenko L.A.	51
ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Fe–30Mn–5Si Садыкова Ю.А., Кадиров П.О., Жукова Ю.С., Прокошкин С.Д.	52
ХИМИЧЕСКАЯ СТАБИЛИЗАЦИЯ МАРТЕНСИТА В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ Ti–Hf–Zr–Ni–Cu–Co С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ Hf Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Базлов А.И.	55
О МНОГОЦИКЛОВОЙ ВЫНОСЛИВОСТИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПРОЧНОСТИ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА Галышев С.Н.	56
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ОБЪЕМНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ Федянин Н.Е., Сучков А.Н., Баздникина Е.А., Попова К.А., Баженов А.А.	57
ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ЧИСТОГО Zn И СПЛАВА Zn-1,7%Mg ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ Мартыненко Н.С., Темралиева Д.Р., Лукьянова Е.А., Хафизова Э.Д., Чистюхина Э.И., Рыбальченко О.В.	60
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ЛЬДА ПРИ ДВУХОСНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ Павилайнен Г.В., Евсеева П.В., Орехов К.А., Суховинский С.А.	62
СИНТЕЗ И ПРОЦЕССЫ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В НАНОЧАСТИЦАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ОКСИДОВ $(CrMnFeCoNi)_3O_4$ Конопацкий А.С., Кокина К.А., Барилюк Д.В., Штанский Д.В.	65

УСКОРЕНИЕ ГАЗОВОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СТАЛИ 20 ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ Константинов В.М., Лешок В.А.	67
АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ИЗДЕЛИЙ ИЗ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ МЕТОДОМ СИНТЕЗА НА ПОДЛОЖКЕ ИЗ СФЕРИЧЕСКОГО И ОСКОЛОЧНОГО ПОРОШКОВ Волосков Б.С., Сучков А.Н., Федянин Н.Е., Симонов А.П., Фирсов Д.Г., Евлашин С.А., Сергеичев И.В.	70
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СПЛАВАХ Ti-18Zr-15Nb И Ti-18Zr-13Nb-2Sn С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫМИ И ТЕОРЕТИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ Страхов О.В., Дубинский С.М., Баранова А.П., Омельчук Т.А., Бекеле Б., Базлов А.И., Соколов П.Ю., Чеверикин В.В., Прокошкин С.Д.	73
ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ В СИСТЕМЕ Cu-N ПОСЛЕ БЫСТРОЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ Шманай Е.Е.* , Зур И.А., Федотова Ю.А., Харченко А.А.	74
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СЛИТКОВ СПЛАВОВ Al-1ат.%(Ni+PЗМ) С РАЗНЫМ СООТНОШЕНИЕМ Ni/PЗМ Главатских М.В., Поздняков А.В.	76
ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК В СПЛАВАХ Au ₄ Cr, Au ₄ Mn, Au ₄ V, Ni ₄ Mo И Ni ₄ W СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ D1a: РОЛЬ АНГАРМОНИЗМА И МНОГОЧАСТИЧНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Соловьева Ю.В., Мелентьев С.В., Волокитин О.Г., Винокуров Е.О.	78
МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЕРАРХИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ С УЧЕТОМ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРНЫХ УРОВНЕЙ ПРИ ОСЕВОМ НАГРУЖЕНИИ С АСИММЕТРИЕЙ ЦИКЛА Завойчинская Э.Б., Лавриков Г.Е.	81
СТРУКТУРНАЯ ТРАНСФОРМАЦИЯ ПЛЁНОК НИТРИДА КРЕМНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ И ЕЁ ВЛИЯНИЕ НА МЕМРИСТИВНЫЕ СВОЙСТВА Пархоменко И.Н., Власукова Л.А., Романов И.А., Комаров Ф.Ф., Ковальчук Н.С. ...	85
ОЦЕНКА ТЕНДЕНЦИЙ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СПАРИВАНИЯ В ЭПСИЛОН-ЖЕЛЕЗЕ И СВЕРХПРОВОДНИКАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА В РАМКАХ ПОДХОДА DFT+DMFT Скорняков С.Л., Белозеров А.С., Катанин А.А., Анисимов В.И.	88
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ МАГНИТНО-АБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКЕ СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ Якубовская С.В., Корбит А.А., Бежик А.А.	89
ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВОЛОКНИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ «НИКЕЛЬ — ВОЛЬФРАМ» С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ Пенкин А.Г., Банных И.О., Колмаков А.Г., Антипов В.И., Минина Н.А., Мухина Ю.Э.	92
ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРУЖЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ И РЕЛАКСАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ АДДИТИВНО ИЗГОТОВЛЕННОГО ПОЛИЛАКТИДА Виндокуров И.В., Ташкинов М.А.	95

ПРОНИКАНИЕ НИКЕЛЯ ПО ГРАНИЦАМ НАКЛОНА И КРУЧЕНИЯ [110] В БИКРИСТАЛЛЕ ВОЛЬФРАМА Сурсаева В.Г., Кийко В.М.	97
ПРОНИКАНИЕ НИКЕЛЯ ПО ДВОЙНИКОВОЙ ГРАНИЦЕ В БИКРИСТАЛЛЕ ВОЛЬФРАМА Сурсаева В.Г., Кийко В.М.	100
БИОСОВМЕСТИМЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВОВ Ti13Nb13Zr и Ti18Nb8Zr Озеров М.С., Воропаева Е.А., Соколовский В.С., Надеждин С.В.	103
НОВЫЙ ПОДХОД К МУЛЬТИМАСШТАБНЫМ ИССЛЕДОВАНИЯМ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДРЕВЕСИНЫ НА УРОВНЕ ОТ НАНО- ДО МАКРО-, ОСУЩЕСТВЛЯЕМЫЙ МЕТОДАМИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ И НЕПРЕРЫВНОГО ЦИФРОВОГО СКРЕТЧИНГА Тюрин А.И., Коренков В.В., Юнак М.А., Тюрин В.А., Самодуров А.А., Верещагин С.Ю., Родаев В.В.	107
КАРТИРОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТОРЦЕВЫХ СПИЛОВ ДРЕВЕСИНЫ ХВОЙНЫХ ПОРОД МЕТОДОМ СКРЕТЧ-ТЕСТА ДЛЯ ЗАДАЧ ДЕНДРОХРОНОЛОГИИ И ДЕНДРОКЛИМАТОЛОГИИ Самодуров А.А., Тюрин А.И., Коренков В.В., Родаев В.В., Тюрин В.А.	111
ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ЛЬДА ВСЛЕДСТВИЕ ВВЕДЕНИЯ В ЕГО СТРУКТУРУ ГИДРОФИЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ Родаев В.В., Жигачев А.О., Самодуров А.А., Тюрин А.И., Куркина Н.М.	114
ПОРОШОК НИКЕЛЯ ДЛЯ БИОМЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ Мозжаров С.Е., Шут В.Н., Крапивная О.Н.	116
УПРУГИЕ И МИКРОПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ Нарыкова М.В., Кардашев Б.К., Бетехтин В.И., Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В.	119
РОТАЦИОННАЯ КОВКА КАК МЕТОД ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ПОЛУЧЕНИЯ ДЛИННОМЕРНЫХ ПРУТКОВ С КОМПЛЕКСОМ ВЫСОКИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ Андреев В.А., Рогачев С.О.	122
РАЗРАБОТКА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ НИЗКОМОДУЛЬНЫХ Ti–Zr–Hf–Nb–Sn СПЛАВОВ ДЛЯ БИОМЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ Севостьянов М.А., Каплан М.А., Жидков В.К., Горбенко А.Д., Морозова Я.А.	123
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ $Ti_{(51-x)}Zr_{38}Nb_{11}Ag_x$ Каплан М.А., Горбенко А.Д., Жидков В.К., Конушкин С.В., Севостьянов М.А.	125
ВЛИЯНИЕ ПОКРЫТИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОМОДУЛЬНОГО БИОСОВМЕСТИМОГО СПЛАВА Ti–Zr–Nb Севостьянов М.А., Сергиенко К.В., Колмаков А.Г.	126

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ Ti-11Nb-(1-3)Mo МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ Севостьянов М.А., Пруцков М.Е., Насакина Е.О., Конушкин С.В., Жидков В.К., Морозова Я.А., Колмаков А.Г.	130
ВЛИЯНИЕ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА МОРФОЛОГИЮ, СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ И РАСТВОРИМОСТЬ КВАРЦА И СУЛЬФИДНЫХ МИНЕРАЛОВ ЖЕЛЕЗА Бунин И.Ж., Иванова Т.А., Копорулина Е.В., Хабарова И.А.	132
ПРИМЕНЕНИЕ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ТРОЙНЫХ СИСТЕМ Ca-3d-МЕТАЛЛЫ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ Магницкая М.В., Щелкачев Н.М., Рыльцев Р.Е., Цвященко А.В.	135
ТРАНСФЕРНОЕ ОБУЧЕНИЕ ДЛЯ УСКОРЕНИЯ ПРЕДСКАЗАНИЯ ДИНАМИКИ СЛОЖНЫХ АНСАМБЛЕЙ АТОМОВ Щелкачев Н.М., Рыльцев Р.Е., Магницкая М.В.	137
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb-Sn ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ Деркач М.А., Гундерова С.Д., Шереметьев В.А.	140
ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ПУАССОНА КОНСТРУКЦИОННЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ FDM Спорышева Д.И., Виндокуров И.В., Ташкинов М.А.	141
ПОЛУЧЕНИЕ ОБЪЕМНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА СОСТАВА $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ОСКОЛОЧНОЙ ФОРМЫ ЧАСТИЦ Попова К.А., Сучков А.Н., Баздникина Е.А., Федянин Н.Е., Михальчик В.В., Баженов А.А.	143
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФОРМЫ ПРОТОЧНОЙ ЧАСТИ НА ВИБРАЦИОННЫЙ ОТКЛИК ЦЕНТРОБЕЖНОГО НАСОСА Бесчеров Д.Е., Ереев М.Н., Козин А.В., Маслов М.Г.	145
ПРИМЕНЕНИЕ ЧИСЛЕННЫХ ЭКСПЕРИМЕНТОВ ПРИ ОБОСНОВАНИИ УВЕЛИЧЕНИЯ РЕСУРСНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ОСНОВНОГО ОБОРУДОВАНИЯ АСММ Ереев М.Н., Козин А.В., Круглов М.С., Щекин Д.В.	148
ПРИМЕНЯЕМЫЕ ПОДХОДЫ К ОБОСНОВАНИЮ ПРОЧНОСТИ И РЕСУРСА СБОРОК АКТИВНОЙ ЗОНЫ РЕАКТОРОВ ТИПА БН Виленский О.Ю., Рябцов А.В.	151
ОСОБЕННОСТИ ОПТИМИЗАЦИИ КОНСТРУКЦИЙ С УЧЕТОМ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ Ереев М.Н., Лонин К.А., Патрушев В.Л., Соловьев С.А., Стеклов Е.С.	152
РАЗРАБОТКА И ИЗГОТОВЛЕНИЕ Nb_3Sn НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ ДЛЯ ШИРОКОГО СПЕКТРА ПРИМЕНЕНИЙ Абдюханов И.М., Алексеев М.В., Цаплева А.С., Потапенко М.М., Савельев И.И., Мареев К.А., Коновалова Н.В., Кравцова М.В., Крылова М.В.	155

ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ И БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА $(\text{Cu}_{(1-x)}\text{Co}_x)_2\text{MnAl}$ ($0 \leq x \leq 1$) Семянникова А.А., Перевозчикова Ю.А., Чернов Е.Д., Лукоянов А.В., Протасов А.В., Терентьев П.Б., Боголюбский А.С., Марченкова Е.Б., Марченков В.В.	156
ГИДРОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ ПЕРЕРАБОТКА СВИНЦА ВИСМУТИСТОГО С ПОЛУЧЕНИЕМ СОЕДИНЕНИЙ ВИСМУТА И СВИНЦА ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ Даминов А.С., Шеина О.Д., Юхин Ю.М.	157
МИКРОСТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕНАПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭФИРЭФИРКЕТОНА, ПОЛУЧЕННЫХ ХОЛОДНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ СО СВОБОДНЫМ СПЕКАНИЕМ Брундуков А.С., Шилько И.С.	160
ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХОЛОДНОКАТАННОГО СПЛАВА АМГ10 Овчинников В.И., Ильющенко А.Ф.	163
ОПТИМИЗАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛАТУНИ Cu-35,8%Zn МЕТОДОМ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ С ПОСЛЕДУЮЩИМ ОТЖИГОМ Чистюхина Э.И., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Никитин И.С., Просвирнин Д.В., Лукьянова Е.А., Темралиева Д.Р., Андреев В.А., Добаткин С.В.	166
СИНТЕЗ И МОРФОЛОГИЯ НАНОПРОВОЛОК АЛЬФА - КАРБИДА КРЕМНИЯ Лысенков А.С., Фролова М.Г., Ким К.А., Мельников М.Д., Каргин Ю.Ф.	169
ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНОГО СЛОЯ VN НА ПОВЕРХНОСТИ ВОЛОКОН SiC Фролова М.Г., Лысенков А.С., Ким К.А., Каргин Ю.Ф.	171
ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ЭКСТРУЗИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Zn-Y-Mn Камерилова А.А., Плегунова С.В., Ершов Н.А., Баженов В.Е., Комиссаров А.А. ..	173
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДОВ ПОДБОРА КОНСТАНТ В МИКРОСТРУКТУРНОЙ МОДЕЛИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С УЧЁТОМ ЭФФЕКТА СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА Ребров Т.В., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Вуколов Е.А.	175
ЛЕГИРОВАНИЕ НИКЕЛЕМ И ХРОМОМ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ СИЛУМИНОВ Гусакова О.В., Шепелевич В.Г.	177
ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ СПЕКТРЫ ЭКСИТОНОПОДОБНЫХ И ПОЛЯРИТОННЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ В НАНОРЕШЕТКАХ МИКРОПОР С ГЕКСАГОНАЛЬНОЙ СИММЕТРИЕЙ Безус Ю.А., Федоров С.А.	180
ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Hf/Zr НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co Беляев С.П., Реснина Н.Н., Иванов А.М., Бикбаев Р.М., Базлов А.И.	182
ИЗМЕНЕНИЕ ПЛОТНОСТИ ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫХ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ СПЛАВА Ti – 51 ат% Ni ЧЕРЕЗ ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНТЕРВАЛ МАРТЕНСИТНОГО ПЕРЕХОДА Реснина Н.Н., Беляев С.П., Данилов Д.В.	183

О ФОРМИРОВАНИИ ПОКРЫТИЯ ИЗ Al-Si СПЛАВА НА ВНУТРЕННЕЙ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛИ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ НАПЛАВКИ Орда Д.В., Сосновский И.А., Комаров А.И., Курилёнок А.А.	184
НИОБИЙ И ЕГО СПЛАВЫ ДЛЯ РАЗЛИЧНЫХ ПРИМЕНЕНИЙ Золотуев К.В., Кравцова М.В., Цаплева А.С., Мальченков А.В., Савельев И.И., Алексеев М.В., Абдюханов И.М.	187
МОДЕРНИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИЙ СИСТЕМЫ КРИСТАЛЛИЗАТОР – ЗОНА ДЕФОРМАЦИИ УСТАНОВКИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ Михалев А.В., Платов С.И., Михалев С.В.	189
СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СИСТЕМЫ СТАЛРАЗЛИВОЧНЫЙ КОВШ - ПРОМЕЖУТОЧНЫЙ КОВШ – КРИСТАЛЛИЗАТОР СОРТОВЫХ МНЛЗ Точилкин В.В., Михалев А.В., Крайний И.В., Шленкин С.А.	192
РАСЧЕТ ЭНЕРГОСИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ВОЛОЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ ИЗ СТАЛИ МАРКИ ШХ15 Столяров А.Ю., Соколов А.А., Платов С.И., Михалев С.В., Керимова Л.Ф.	194
МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Al-Al ₂ O ₃ , МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ДОБАВКАМИ ТИТАНА Просвиряков А.С., Бекаревич Д.А., Емелина Н.Б.	197
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ Fe-Co-Ni-Cr-V ЛЕГИРОВАННЫХ БОРОМ Базлов А.И., Пархоменко М.С., Вьюшин Е.О., Занаева Э.Н., Бикбаев Р.М., Яковцева О.А.	200
ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ АМПЛИТУДЫ ПЕРВИЧНОГО ОДНОИМПУЛЬСНОГО ЭХА В МАГНИТОУПОРЯДОЧЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ Русецкий Г.А., Русецкий С.Г., Колесенко А.В., Колесенко В.М.	202
О МЕТОДАХ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ И РАСКИСЛЕНИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ Богословский Р.А., Гетманова М.Е., Ливанова Н.О., Нарусова Е.Ю.	205
ВЛИЯНИЕ КОЛЛЕКТИВНЫХ ЭФФЕКТОВ НА НЕУПРУГИЕ ПРОЦЕССЫ В ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛАХ Варюхин В.Н., Малашенко В.В.	208
ВЛИЯНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНОГО НАГРЕВА НА ЭФФЕКТ ПСЕВДОУПРУГОСТИ В СПЛАВАХ Ti ₅₀ Ni ₅₀ и Ti _{40,7} Hf _{9,5} Ni _{39,8} Cu ₁₀ Трофимова М.Е., Поникарова И.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Базлов А.И.	211
ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ, ЛЕГИРОВАННОГО ЖЕЛЕЗОМ Калганов Д.А., Романов А.Е., Бауман Д.А., Панов Д.Ю., Спиридонов В.А., Иванов А.Ю.	212
ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР В МАТРИЦАХ АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ ТЕПЛАТНОГО СИНТЕЗА Бондарук А.А., Роткович А.А., Герман С.А., Тишкевич Д.И.	214
ЛАЗЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ БОРИРОВАННОЙ СТАЛИ 08Г2С Пантелеенко Ф.И., Дашкевич В.Г., Лежава А.А., Астратов В.Ю., Дуань Хунянь, Лю Чжисинь, Филиппов М.Н., Пантелеенко А.Ф., Шукан Н.М.	216

СТРУКТУРА АМОРФНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe-Co-Cr-B ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ Занаева Э.Н., Базлов А.И., Казакова А.А.	219
СОРБЕНТЫ НА ОСНОВЕ ДОПИРОВАННОГО ХРОМОМ БЁМИТА ДЛЯ УДАЛЕНИЯ ИОНОВ МЕТАЛЛОВ ИЗ НАПИТКОВ Мешина К.И., Маркарян А.А., Пономарёв Д.А., Соколов И.А., Осмоловский М.Г., Бобрышева Н.П., Вознесенский М.А., Осмоловская О.М.	220
ПРОЦЕССЫ ПЕРЕПОЛЯРИЗАЦИИ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПЛЕНКАХ С ГРАДИЕНТОМ СОСТАВА НА ОСНОВЕ ТИТАНАТА БАРИЯ Шут В.Н., Кашевич И.Ф., Сипаков И.Е.	222
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА МОРФОЛОГИЮ И ДЕФЕКТНОСТЬ ТИТАН-ОКСИДНЫХ СЛОЕВ НА АЛЮМИНИИ Желудкевич А.Л., Минчукова О.Ф., Карпушенков С.А., Ларин А.О., Карпушенкова Л.С.	225
ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЦИНКА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И КИНЕТИКУ КОРРОЗИИ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВОВ Mg-xZn-0.1Ca Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягих П.Н., Мерсон Д.Л.	228
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Zr-Y Золотуев К.В., Кравцова М.В., Цаплева А.С., Мальченков А.В., Савельев И.И.	231
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Костюкевич П.А., Кузей А.М.	233
НОВАЯ ЛИТАЯ ЖАРОПРОЧНАЯ СТАЛЬ ДЛЯ ГОРЯЧЕЙ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ Кругляков А.А., Рогачев С.О.	236
ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПОРОШКА FeSiAl Павлович К.А., Ларин А.О., Желудкевич А.Л.	237
СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ АРСЕНИДА МАРГАНЦА Гурбанович А.В., Желудкевич А.Л., Живулько А.М., Лежнева Я.В., Мазаник Т.Ч., Митюк В.И., Головчан А.В., Ткаченко Т.М.	239
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ СПЛАВА Ti-Zr-Nb С ЗАДАННОЙ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ Лезин В.Д., Творогов А.И., Лукашевич К.Е., Чернышихин С.В., Шереметьев В.А.	242
КОМПЛЕКСНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННЫХ МИНЕРАЛАМИ ЭЛЕМЕНТОВ ДЕТАЛЕЙ МАШИН Усеинов А.С., Сказочкин А.В.	243
ПРОФИЛИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДЫРОК В P-ОБЛАСТИ КРЕМНИЕВЫХ N^+-P-P^+ -СТРУКТУР, ОБЛУЧЕННЫХ АЛЬФА-ЧАСТИЦАМИ Жданович Д.Н., Бурый Е.Д., Медведева И.Ф., Огородников Д.А., Фадеева Е.А.	246

ВСПЕНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ТЕРМОРАСШИРЕННОГО ГРАФИТА И ПВХ-ПЛАСТИЗОЛЕЙ Колесов В.В., Горшенев В.Н., Фионов А.С.	249
МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВО-ИТТРИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ Лукьянова Е.А., Мартыненко Н.С., Темралиева Д.Р., Тарытина И.Е., Добаткина Т.В., Андреев В.А., Рыбальченко О.В., Добаткин С.В.	251
ДЕМПФИРУЮЩИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПЛЁНОК СО СВЕРХВЫСОКИМИ ДИССИПАТИВНЫМИ СВОЙСТВАМИ Сергеев Н.К., Сятковский А.И., де Векки Д.А.	253
ДИФфуЗИОННОЕ НАНОПОРОШКОВОЕ ЦИНКОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ AMg6, 1163 и B95 Галин Р.Г., Горнакова А.С., Когтенкова О.А., Хорошева М.А., Храпова Н.Н., Страумал Б.Б.	255
СМАЧИВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЁРЕН РАСПЛАВОМ В ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА ИХ СВОЙСТВА Страумал Б.Б., Горнакова А.С., Когтенкова О.А., Хорошева М.А., Храпова Н.Н., Орлов В.И., Галин Р.Г.	258
ПРИМЕНЕНИЕ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ В СТРУКТУРНОЙ ХАРАКТЕРИЗАЦИИ СПЛАВА ВТ6 НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ Дмитриева А.П., Бузоверя М.Э., Ткаченко М.И.	261
ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ С ЭЛИНВАРНЫМ ПОВЕДЕНИЕМ НОВОГО ТИПА Баранова А.П., Дубинский С.М., Скиричникова А.А., Елисеева О.-Л.В., Маркова Г.В., Пермькова Д.В., Прокошкин С.Д.	264
ВЛИЯНИЕ БОРИДОВ НА СТРУКТУРУ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Ti13Nb13Zr И Ti18Nb8Zr Соколовский В.С., Озеров М.С.	265
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОБРАТНЫЕ АКУСТИЧЕСКИЕ ВОЛНЫ В ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЛАСТИНАХ Кузнецова И.Е., Дацук Е.Р., Недоспасов И.А., Смирнов А.В.	269
ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ И ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭВОЛЮЦИЮ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ Короткевич С.В., Грунтович Н.В., Плескачевский Ю.М.	271
О ДИФфуЗИОННОМ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИИ УГЛЕРОДА И ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ (Fe-0,85 ат.%C) ПРИ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ Нечаев Ю.С., Шурыгина Н.А., Филиппова В.П.	274
ВЛИЯНИЕ ВНЕШНЕГО ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ МЕТАЛЛОПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ AL-SI Глушников В.А., Носова Е.А., Хаймович А.И., Оруджова Т.С.	275
ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАГНИЕВОГО СПЛАВА ZX10 НА ЗАРОЖДЕНИЕ И РАСПРОСТРАНЕНИЕ НИТЕВИДНОЙ КОРРОЗИИ Мягких П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Сергеев А.А., Мерсон Д.Л.	277

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЕЙ ТЕМПЕРАТУР ПРИ НАГРЕВЕ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ Х12МФ ДВИЖУЩИМСЯ ИСТОЧНИКОМ Веремейчик А.И., Парфиевич А.Н., Овчинников Е.В., Хвисевич В.М., Аббасов К.Т., Семченко Г.О.	279
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТОВ Mo-TiC ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ ПОЛУЧЕНИИ Ковалева С.А., Веремей И.С., Ридель Н.С., Григорьева Т.Ф., Видюк Т.М., Жорник В.И., Девяткина Е.Т., Восмериков С.В., Лисовская Ю.О.	282
ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ И МЕХАНОСИНТЕЗИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ Fe-Zr-O Веремей И.С., Ковалева С.А., Жорник В.И., Сухоцкий А.Е., Быченко Д.С., Лисовская Ю.О., Гамзелева Т.В.	285
МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ СВЕРХУПРУГОГО СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb ГЕТЕРОГЕННЫМИ СТРУКТУРАМИ НА ОСНОВЕ h-VN МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ Сухова Т.А., Опейеми А., Конопацкий А.С.	288
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ДВУХФАЗНОЙ АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ Карасев В.С., Коджаспиров Г.Е., Федоров А.С., Житенев А.И.	290
МОДЕЛИРОВАНИЕ РАБОТЫ ВИБРОИЗОЛЯТОРА С УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИМ ИЗГИБОМ РАБОЧИХ ЭЛЕМЕНТОВ Стародубова М.С., Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.	292
ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ РАСТВОРА КВАРЦЕВЫХ СТЕКОЛ, СОАКТИВИРОВАННЫХ ИОНАМИ Sm^{2+} И Sm^{3+} , ДЛЯ ЛЮМИНЕСЦЕНТНОЙ ТЕРМОМЕТРИИ Малашкевич Г.Е., Ковгар В.В., Варапай Н.В., Романенко А.А., Семченко А.В., Прусова И.В., Нищев К.Н., Усламина М.А.	294
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕСТРУКЦИИ СТРУКТУРЫ МОНТМОРИЛЛОНИТА БЕНТОНИТОВЫХ ГЛИН МЕСТОРОЖДЕНИЯ «ОСТРОЖАНСКОЕ» ГОМЕЛЬСКОЙ ОБЛАСТИ В УСЛОВИЯХ ЗАХОРОНЕНИЯ РАДИОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ Короб Д.К., Москальчук Л.Н.	296
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ФЕХРАЛЯ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОНВЕРСИИ УГЛЕВОДОРОДНЫХ ГАЗОВ Манохин С.С., Токмачева-Колобова А.Ю., Максименко В.Н., Колобова Е.Г., Седов И.В., Лигачев А.Е., Колобов Ю.Р.	299
ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ИНИЦИИРУЕМЫХ ИМПУЛЬСНЫМИ ПОВЕРХНОСТНЫМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ Колобов Ю.Р., Токмачева-Колобова А.Ю., Манохин С.С.	301
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ МЕМБРАН ИЗ СПЛАВОВ ПАЛЛАДИЯ (Pd-40%Cu И Pd-10%Ru) В УСЛОВИЯХ СЕПАРАЦИИ ВОДОРОДА Максименко В.Н., Токмачева-Колобова А.Ю., Манохин С.С., Колобова Е.Г., Седов И.В., Лигачев А.Е., Колобов Ю.Р.	302

РАЗРАБОТКА ОСНОВ ПЕРЕНОСА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ С ОДНОЙ АДДИТИВНОЙ УСТАНОВКИ НА ДРУГУЮ С ПОМОЩЬЮ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ Рудаков А.А., Иванов И.А., Юдин А.В.	304
ИССЛЕДОВАНИЕ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ВЖ159, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ Овчинникова А.Е., Жармухамбетов А.С., Рудаков А.А.	305
МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ЦИРКОНИЕВЫХ ТРУБАХ С ГИДРИДАМИ РАЗЛИЧНОЙ ОРИЕНТАЦИИ ПРИ ОКРУЖНОМ РАСТЯЖЕНИИ Ильясов Р.А., Петров М.И., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Михальчик В.В.	307
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ЕСТЕСТВЕННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Ni, СОЗДАННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ Блинова Е.Н., Воронов В.Д., Ишкиняев Э.Д., Либман М.А., Петровский В.Н., Шурыгина Н.А.	309
ВЛИЯНИЕ ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОГО СТАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ Карелин Р.Д., Комаров В.С., Черкасов В.В., Хмелевская И.Ю., Осокин А.А., Юсупов В.С., Андреев В.А., Прокошкин С.Д.	312
УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ПЛАСТИН КРЕМНИЯ ДЛЯ ПОЛУПРОВОДНИКОВОЙ ФОТОВОЛЬТАИКИ Алиев Р.У., Царенко Ю.В., Мирзаалимов Н.А., Рубаник В.В.	313
СЛОИСТЫЕ ДВОЙНЫЕ ГИДРОКСИДЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ И ЖЕЛЕЗА, СИНТЕЗИРОВАННЫЕ ПРИ ПОМОЩИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ КАК ЭФФЕКТИВНЫЕ СОРБЕНТЫ ДЛЯ УДАЛЕНИЯ КОНГО КРАСНОГО ИЗ ВОДНЫХ СРЕД Голубев Р.А., Нгуен Ван Линь, Семенова Д.И., Лобанов Н.Н., Егоров А.Р., Критченков А.С.	316
ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ Лалетин В.М., Поддубная Н.Н., Рубаник В.В., Разбаев П.А., Кудыбин М.В., Фролов В.К., Шилин А.Д.	319
ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КЕРАМИКИ ТИТАНАТА БАРИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ АТМОСФЕРЫ ВОДОРОДА Лалетин В.М., Смирнов Д.В., Разбаев П.А., Кудыбин М.В., Дубняк С.О., Поддубная Н.Н.	322
МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ОБЪЕМНЫХ КОМПОЗИТАХ $\text{Ba}_{0.85}\text{Ca}_{0.15}\text{TiO}_3 - \text{NiFe}_{1.9}\text{Co}_{0.02}\text{O}_4$ Кудыбин М.В., Лалетин В.М., Разбаев П.А., Поддубная Н.Н., Дубняк С.О.	325
ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ПРОТИВОПРИГАРНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОРМ (КОКИЛЕЙ) Марукович Е.И., Николайчик Ю.А., Хоу Ябо	328
ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СИНТЕЗА В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ СТАТИЧЕСКИХ ДАВЛЕНИЙ НА СВОЙСТВА НАНОАЛМАЗОВ С ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫМИ ЦЕНТРАМИ Костылев Д.А., Баграмов Р.Х., Филоненко В.П., Ромшин А.М., Пастернак Д.Г., Власов И.И.	332

КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ОКСИДНЫХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ Na_xCoO_2 И $(\text{Ca}_2\text{CoO}_3)_y\text{CoO}_2$ Таскина А.А., Колесников Е.А.	333
РАЗРАБОТКА ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ ОСНОВ НОВОГО ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА СИНТЕЗА НИТРИДНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Zr-U, Zr-Nb Огарков А.И., Ковалев И.А., Кочанов Г.П., Шокодзько А.В., Шорников Д.П., Тарасов Б.А., Ашмарин А.А., Шевцов С.В., Львов Л.О., Шокодзько Е.А., Рогова А.Н., Стрельникова С.С., Чернявский А.С., Солнцев К.А.	335
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТРОИТЕЛЬНОЙ МАРКИ СТАЛИ 06ХГТФБ Рожкова Д.С., Комиссаров А.А., Тен Д.В.	337
ВЛИЯНИЕ ВАКУУМНОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ВАЛЕНТНЫЕ СОСТОЯНИЯ Fe В ФЕРРИТЕ $\text{La}_{0.5}\text{Ca}_{0.5}\text{FeO}_{3-\gamma}$ Седых В.Д., Рыбченко О.Г., Русаков В.С., Губайдулина Т., Воронин М.В., Топоркова А.А., Иванов А.И., Кулаков В.И.	340
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЁССБАУЭРОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ВАКУУМНОГО ОТЖИГА НА ЛОКАЛЬНЫЕ ОКРУЖЕНИЯ Fe В ФЕРРИТЕ $\text{La}_{0.5}\text{Ca}_{0.5}\text{FeO}_{3-\gamma}$ Седых В.Д., Рыбченко О.Г., Русаков В.С., Губайдулина Т., Воронин М.В., Топоркова А.А.	341
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{15}\text{Zr}_{15}\text{Ni}_{30}\text{Cu}_{10}\text{Co}_{10}$ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Реутская А.А., Реснина Н.Н., Бикбаев Р.М., Беляев С.П., Базлов А.И.	343
САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ ДИБОРИДА ТИТАНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КАРБИДА БОРА Талако Т.Л., Реутёнок Ю.А., Лецко А.И.	344
ПРОЧНОСТЬ МНОГОСЛОЙНОЙ СТАЛИ Сибиряков М.М., Иванов А.М., Ващенко С.С.	346
КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА MG-1%ZN-0,2%CA, ПОДВЕРГНУТОГО КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ МЕТОДОМ РКУП-ЭКСТРУЗИЯ Худододова Г.Д., Исламгалиев Р.К., Валиев Р.З., Ebrahimi R.	347
ИЗМЕНЕНИЕ СТАТИСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ FEMNSI ПОСЛЕ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ Волков А.Е., Черняева Е.В., Казаринов Н.А., Волкова Н.А.	349
УПРАВЛЕНИЕ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ Co-SnO_2 : ВЛИЯНИЕ ДОПИРОВАНИЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ОЧИСТКИ ВОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ВИДИМОГО СВЕТА Подурец А.А., Агапов И.В.	350
ВЛИЯНИЕ ДОПИРОВАНИЯ (Cr^{3+} , Fe^{3+} , Al^{3+}) НА ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦ SnO_2 Подурец А.А., Агапов И.В., Маркарян А.А., Бобрышева Н.П., Осмоловский М.Г., Вознесенский М.А., Осмоловская О.М.	351

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ НИКЕЛИДА ТИТАНА В РЕЗУЛЬТАТЕ АВС-ПРЕССОВАНИЯ	352
Комаров В.С., Карелин Р.Д., Черкасов В.В., Хмелевская И.Ю., Юсупов В.С., Андреев В.А., Прокошкин С.Д.	352
ВЛИЯНИЕ МИКРОДОБАВОК БОРА НА ХАРАКТЕР РАСПАДА МАРТЕНСИТА В СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЯХ, ИСПОЛЪЗУЕМЫХ В УСЛОВИЯХ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР	
Алексеев А.А., Колмаков А.Г.	353
РАЗРАБОТКА АЛГОРИТМА МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ С ВОЗМОЖНОСТЬЮ ЦИФРОВОЙ ОБРАБОТКИ РЕЗУЛЬТАТОВ	
Терегулова А.А., Ишмухаметова Г.М.	355
ПЛЕНКИ ТИТАНАТА СТРОНЦИЯ ДЛЯ СВЧ ПРИМЕНЕНИЙ. СТРУКТУРА И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	
Тумаркин А.В., Богдан А., Карамов А.Р., Сапего Е.Н., Корепанов О.А.	358
КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНАТА БАРИЯ ДЛЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИ УПРАВЛЯЕМЫХ ПРИМЕНЕНИЙ	
Сапего Е.Н., Цыганкова Д.И., Тумаркин А.В., Синельщикова О.Ю., Тюрнина Н.Г., Тюрнина З.Г.	361
СИНТЕЗ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ MgAl И ХИТОЗАНА ТРАДИЦИОННЫМ МЕТОДОМ И ПОД ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА	
Семенкова Д.И., Голубев Р.А., Нгуен Ван Линь, Критченков А.С.	364
ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ЗАВЕРШЕННОСТИ ОБРАТНОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ ПРИВΟДОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	
Беляев Ф.С., Волков А.Е., Горбаченко Д.Ф., Евард М.Е.	366
ИССЛЕДОВАНИЕ ЦЕНТРОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В КВАЗИОДНОМЕРНОМ КРИСТАЛЛЕ $TiInTe_2$ МЕТОДОМ PICTS	
Одринский А.П., Одринский Г.А.	368
ГЕНЕРАЦИЯ УСИЛИЙ КОЛЬЦЕВЫМИ СИЛОВЫМИ ПУЧКОВЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА В РЕЖИМЕ РАЗВИТИЯ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ	
Киселев А.Ю., Волков Г.А., Вьюненко Ю.Н.	372
ИССЛЕДОВАНИЕ АДСОРБЦИОННОГО МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КОРРОЗИОННОМ РАСТРЕСКИВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ: РОЛЬ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ	
Полуянов В.А., Мерсон Е.Д., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л.	375
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 35 ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ	
Веремейчик А.И., Холодарь Б.Г., Хеук М.В., Мартынов А.В., Шейко А.А.	378
ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ И КИНЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ВНУТРЕННЕЙ АДСОРБЦИИ РАСТВОРЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ В α -Fe	
Филиппова В.П., Томчук А.А., Блинова Е.Н.	381

СОНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ И ИХ СОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА В ОТНОШЕНИИ ГЕКСАВАЛЕНТНОГО ХРОМА Критченков А.С., Голубев Р.А., Нгуен Ван Линь, Лобанов Н.Н., Сикаона Н., Хубиев О.М., Семенова Д.И.	383
ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СПОСОБЫ ПОДГОТОВКИ ПОЛОТНА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОМПОЗИТНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ Рухман А.А., Задорожный В.С., Рухман Е.П.	384
ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ В- СОДЕРЖАЩИХ 12% CR СТАЛЕЙ Федосеева А.Э.	387
ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ МАЛОЦИКЛОВОЙ ФРАГМЕНТАЦИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКИХ ТРЕЩИН С УЧЕТОМ ХАРАКТЕРИСТИК МИКРО, МЕЗО РЕЛЬЕФА И АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА Макаренко И.В., Макаренко Л.В.	389
ВЛИЯНИЕ ИОННО-ЛУЧЕВОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА Багрец Д.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Урбан В.И., Чекан Н.М., Акула И.П.	391
ГАЗОВАЯ СРЕДА ОБЖИГА КАК ФАКТОР ФОРМИРОВАНИЯ ЦВЕТА, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КЕРАМИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ Манкевич В.А., Волочко А.Т., Хорт Н.А.	393
STRUCTURE OF HYDROXYAPATITE COATINGS OBTAINED BY ELECTRODEPOSITION Bahrets D.A., Mozzharov S.E., Savitsky V.O., Salokha D.S., Ngo Thi Anh Tuyet	396
ПОЛУЧЕНИЕ, ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ, ИЗУЧЕНИЕ ФОТОФИЗИЧЕСКИХ И СЕНСОРНЫХ СВОЙСТВ ФОСФОРЕСЦЕНТНОГО КОМПЛЕКСА МЕДИ(I) С ТИАМАЗОЛОМ И ЕГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ХИТОЗАНА Критченков И.С., Критченкова А.Х.	397
ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛЕНОК НА ОСНОВЕ ХИТОЗАНА ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В КАЧЕСТВЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ Критченкова А.Х., Критченков И.С.	400
MICROSTRUCTURE OF FeNiCoCr AND FeNiCoCrCu-BASED HIGH-ENTROPY ALLOYS AFTER ULTRASONIC TREATMENT Rubanik V.V., Rubanik V.V.jr, Savitsky V.O., Nikifarava I.V., Bazlov A.I., Dinh Chi Linh, Tran Bao Trung, Nguyen Trong Thanh, Doan Dinh Phuong, Nguyen Van Toan	402
ANALYSIS OF DIFFRACTION PATTERNS OF FeNiCoCr AND FeNiCoCrCu HIGH- ENTROPY ALLOYS AFTER ULTRASONIC TREATMENT Rubanik V.V., Rubanik V.V.jr, Savitsky V.O., Lutsko V.F., Nikifarava I.V., Bazlov A.I., Dinh Chi Linh, Tran Bao Trung, Nguyen Trong Thanh, Doan Dinh Phuong, Nguyen Van Toan	404
EFFECT OF ULTRASONIC TREATMENT ON THE MAGNETIC PROPERTIES OF FeNiCo-BASED HIGH-ENTROPY ALLOYS Rubanik V.V., Rubanik V.V.jr, Savitsky V.O., Nikifarava I.V., Karpinsky D.V., Zheludkevich A.L., Bazlov A.I., Dinh Chi Linh, Tran Bao Trung, Nguyen Trong Thanh, Doan Dinh Phuong, Nguyen Van Toan	407

ПОВЫШЕНИЕ ТЕРМОСТОЙКИХ СВОЙСТВ ДОЛОМИТА МЕТОДОМ СВС Кулак М.М., Рубаник В.В., Шебалкова Н.Е.	410
ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА МЕДИЦИНСКИХ УСТРОЙСТВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА (TiNi) С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В., Ужекина А.Н., Багрец Д.А., Денисенко В.Л., Бухтаревич С.П., Денисенко Э.В., Орловский Ю.Н., Дородейко В.Г.	411
DESIGN OF POROUS Ti-Hf ALLOYS WITH TUNABLE MECHANICAL PROPERTIES THROUGH SYNERGISTIC OPTIMIZATION OF LIQUID METAL DEALLOYING Okulov A., Iusupova O., Sonar T., Davydov D., Kun Liu, Majid Naseri, Marchenkova E., Karamyshev K., Afanasiev S., Yuefei Jia, Dawei Yu, Zaijiu Li	412
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА TiNi С ПОКРЫТИЕМ TaN, ПОЛУЧЕННЫМ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ Урбан В.И., Карпачёва М.С.	414
МОДЕЛИРОВАНИЕ РАБОТЫ ВНУТРИМАТОЧНОГО УСТРОЙСТВА ИЗ МАТЕРИАЛА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Пряхин С.С., Дородейко В.Г., Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В.	416
УПРАВЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ КАВИТАЦИОННОЙ ОБЛАСТИ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ И ФУНКЦИОНАЛИЗАЦИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ Дежкунов Н.В., Минчук В.С., Бойдич А.В., Лебедь А.А.	421
НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ АЛЮМИНИЕВЫХ БРОНЗ Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В.	423
АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ	425

Научное издание

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

Материалы Международного симпозиума

(Минск, 25-29 мая 2026 года)

В авторской редакции
Ответственный за выпуск *Ю.В. Царенко*
Оформление и компьютерная верстка *А.Н. Ужекина*

Подписано в печать 15.06.2026. Формат 60×84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура «Таймс». Цифровая печать.
Усл. печ. л. 51,8. Уч.-изд. л. 27,8.
Тираж 25. Заказ 1105.

Издатель: учреждение образования
«Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники».
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий №1/238 от 24.03.2014,
№2/113 от 07.04.2014, №3/615 от 07.04.2014.
Ул. П. Бровки, 6, 220013, г. Минск

Полиграфическое исполнение:
Республиканское унитарное предприятие «Информационно-вычислительный центр
Национального статистического комитета Республики Беларусь».
Просп. Партизанский, 12а-8а, 220070, Минск, Республика Беларусь
ЛП № 02330/10 от 28.10.2013
тел. (375-17) 379-70-32
факс: (375-17) 378-52-11
www.ivcstat.by