

ТРУДЫ

**тринадцатого ежегодного заседания
Научного Совета по физике
конденсированных сред при отделении
физических наук РАН**

и

**научно-практического семинара
«Актуальные проблемы физики
конденсированных сред»**

**23–26 ноября 2020 г.
Черноголовка**

Сборник трудов тринадцатого ежегодного заседания Научного Совета РАН по физике конденсированных сред и научно-практического семинара «Актуальные проблемы физики конденсированных сред», 23–26 ноября 2020 г., Черноголовка (под редакцией проф., д.ф.-м.н. Б.Б. Страумала)

ОРГАНИЗАТОРЫ

- Российская академия наук
- Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
- Институт физики твёрдого тела РАН
- Научный центр РАН в Черноголовке

Научно-практический семинар, традиционно совмещённый с ежегодной сессией Научного Совета РАН по физике конденсированных сред, включает доклады по широкому кругу проблем физики конденсированных сред с опорой на научную и организационную деятельность всех секций Научного Совета: теории твёрдого тела, нанотехнологий и наноматериалов, физики кристаллов, физики высоких давлений, магнетизма, физики сегнетоэлектриков и диэлектриков, физики поверхности, неразрушающих физических методов контроля, исследований конденсированных сред ядерно-физическими методами и физики прочности и пластичности. Представлены как результаты экспериментов, так и теоретического моделирования, а также новые экспериментальные методы и технологические процессы. Большая часть исследований по представленным проблемам поддерживается РФФИ. Об актуальности перечисленных направлений свидетельствуют большое число ежегодных международных конференций, специализированных научных изданий и международных исследовательских проектов, посвященных этим проблемам.

<http://sovetfks.issp.ras.ru/>

Оргкомитет

Сопредседатель проф., д. ф.-м. н. Б.Б. Страумал
Сопредседатель проф., д. ф.-м. н. А.А. Левченко
Зам. председателя к. ф.-м. н. И.Н. Чугуева
к. ф.-м. н. А.С. Горнакова
к. ф.-м. н. О.А. Когтенкова
к. ф.-м. н. А.Б. Страумал
О.В. Васильева
Е.Г. Федоренко
К.В. Цой
И.А. Мазилкин

Программный комитет:

Академик РАН В.В. Кведер – председатель Проф., д. ф.-м. н. А.А. Левченко – зам. председателя
Проф., д.ф.-м.н. В.Е. Антонов Проф., д.ф.-м.н. В.И. Бетехтин Проф., д.ф.-м.н. А.М. Глезер
Проф., д.ф.-м.н. К.Н. Ельцов Чл. корр. РАН М.Ю. Каган Чл. корр. РАН М.И. Карпов
Чл. корр. РАН М.В. Ковальчук Проф., д.т.н. Ю.К. Новоселов Акад. РАН В.В. Осико Акад. РАН А.С. Сигов
Акад. РАН В.В. Устинов Акад. РАН М.В. Садовский Чл. корр. РАН А.Б. Борисов Акад. РАН Н.В. Мушников

ISBN 978-5-6040418-8-8 © Институт физики твёрдого тела РАН, 2020
© Научный центр РАН в Черноголовке, 2020

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

**ЭФФЕКТ ЯНА-ТЕЛЛЕРА В СЛУЧАЕ СИЛЬНОГО СПИН-ОРБИТАЛЬНОГО
ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ****Стрельцов С.В.***Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, РФ*
streltsov@imp.uran.ru

The Jahn-Teller effect is one of the most fundamental phenomena important not only for physics, but also for chemistry and material science. Solving the Jahn-Teller problem and taking into account strong electron correlations we show that quantum entanglement of the spin and orbital degrees of freedom via spin--orbit coupling strongly affects this effect. Depending on the number of d electrons it may quench (electronic configurations t_{2g}^2 , t_{2g}^4 , and t_{2g}^5), partially suppress (t_{2g}^1) or in contrast induce (t_{2g}^3) Jahn-Teller distortions. Moreover, in certain situations, interplay between the Jahn-Teller effect and spin--orbit coupling promotes formation of the “Mexican hat” energy surface facilitating various quantum phenomena [1].

This work was supported by RSF 20-62-46047 grant.

[1] S.V. Streltsov and D.I. Khomskii, Phys. Rev. X 10, 031043 (2020).

НЕЛОКАЛЬНАЯ ТЕРАГЕРЦОВАЯ ФОТОПРОВОДИМОСТЬ В ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ ТОПОЛОГИЧЕСКОЙ ФАЗЫ $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$

Казаков А.С.¹, Галеева А.В.¹, Артамкин А.И.¹, Иконников А.В.¹, Рябова Л.И.¹, Михайлов Н.Н.², Дворецкий С.А.², Банников М.И.³, Данилов С.Н.⁴, Хохлов Д.Р.^{1,3}

¹Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

²ИФП им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск, Россия

³ФИАН им. П.Н. Лебедева РАН, Москва, Россия

⁴University of Regensburg, Regensburg, Germany

E-mail: khokhlov@mig.phys.msu.ru

Представлены результаты по нелокальной терагерцовой фотопроводимости в толстых эпитаксиальных пленках $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ с инвертированным энергетическим спектром ($x \sim 0.16$).

В работе прямо продемонстрировано существование нелокальной компоненты терагерцового фототовета в толстых эпитаксиальных пленках $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$ в магнитном поле. Знак нелокального фототовета зависит от положения потенциального зонда и направления магнитного поля, что указывает на киральность индуцированного неравновесного транспорта. Наблюдаемые нетривиальные особенности фототранспорта можно интерпретировать как проявление образования концевой хирального краевого проводящего канала в топологической фазе сплавов $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$. Мы обсуждаем результаты в терминах качественной модели, которая учитывает сосуществование объемного транспортного и граничного проводящих каналов.

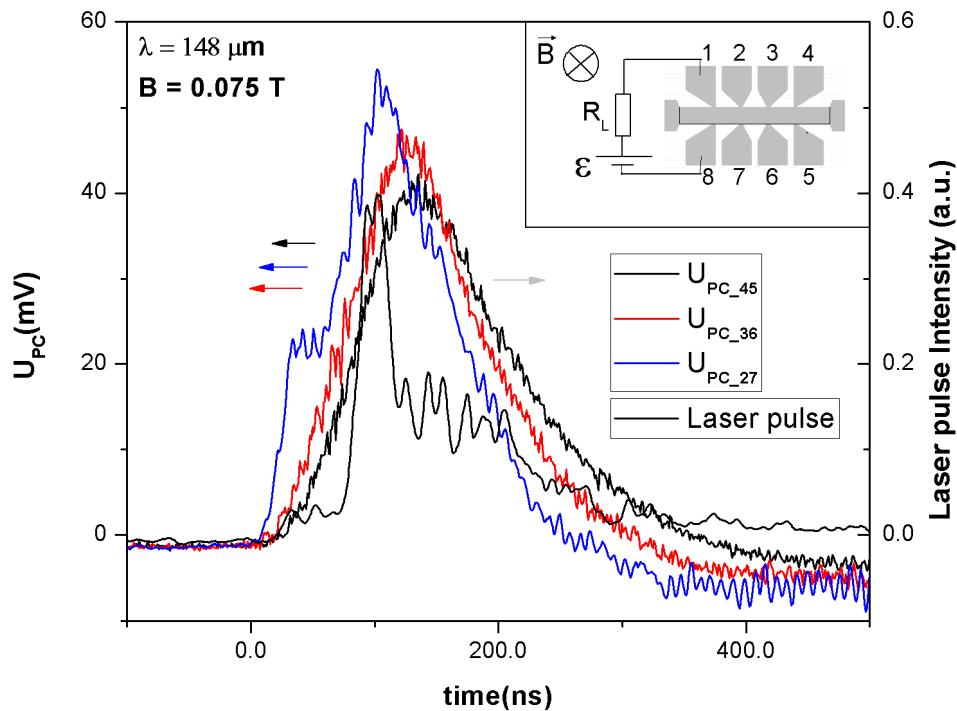


Рис.1. — Кинетика фототовета, измеренного в образце с составом $x = 0.13$ при терагерцовом фотовозбуждении с длиной волны $\lambda = 148$ мкм в магнитном поле $B = 0.075$ Т. Синие, красные и черные кривые соответствуют кинетике фототовета, измеренной с использованием 2-7, 3-6 и 4-5 пар потенциальных зондов соответственно. Серая кривая соответствует временному профилю лазерного импульса. На вставке схематично показана геометрия образца и электрическая схема измерения

ТГц усиление в сэндвичах hNB-графен при $T = 300\text{K}$ **А.А. Андронов, В.И. Позднякова***Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия
andron@ipmras.ru*

Современная технология позволяет изготавливать сэндвичи (гексагональный нитрид бора-графен) с подвижностями выше $50000\text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{сек}$ и дрейфовыми скоростями до $7\cdot 10^7\text{ см/сек}$ при $T = 300\text{ K}$. Это позволило вернуться к рассмотрению ВЧ резонансных эффектов в подзатворных плазмонах, которые обсуждаются и исследуются, начиная с работ Дьяконова и Шура [1,2]. Недавно на таких сэндвичах наблюдалось детектирование [2] и усиление [3] ТГц излучения при взаимодействии последнего с плазмонами в сэндвичах. Детектирование объясняется в рамках работы [1], тогда как объяснение усиления (при прохождении ТГц излучения через сэндвичи с плазмонами и током в графене) [3] встречает трудности. В [3] при слабом токе наблюдается резонансное поглощение ТГц излучения, далее с ростом тока резонансы и поглощение отсутствуют в широкой области токов, а затем с ростом тока наблюдается усиление ТГц излучения. На основании литературных данных по процессам рассеяния в сэндвичах нами [4] проведен анализ транспорта электронов в сэндвичах в постоянном электрическом поле. Этот анализ показал, что в [3] осуществляется сильно анизотропное распределение электронов в импульсном пространстве – стриминг, при котором в системе электронов существует резонансная частота $\omega_E = 2\pi/\tau_E$, определяемая временем τ_E ускорения электронов приложенным постоянным полем из области малых энергий до энергии оптического фонона. На основе упрощенных расчетов ТГц проводимости в сэндвиче при стриминге отмечено [4], что результаты работы [3] могут быть объяснены дисперсией и отрицательной проводимостью ТГц поля вблизи ω_E (включая изменения знака мнимой части проводимости, что подавляет плазмонные резонансы). Предложен перестраиваемый по частоте приложенным полем ТГц генератор – просто сэндвич с графеном, к которому приложено напряжение, с пластиной высокоомного кремния (резонатором) на сэндвиче. Резонатор возбуждается отрицательной ТГц проводимостью при стриминге в графене. Генератор является аналогом СВЧ генератора на кристалле InP [5].

- [1] M. Dyakonov and M. Shur, Shallow Water Analogy for Ballistic Field Effect Transistor: New Mechanism of Plasma Wave Generation by dc current. Phys. Rev. Letters, 71, 2465 (1993). Detection, Mixing, and Frequency Multiplication of THz radiation by Two-Dimensional Electron fluid. IEEE Trans.ED, 43(3), 380 (1996).
- [2] D. A. Bandurin et al, Resonant terahertz detection using grapheme plasmons. Nature Communications, 9, 5392 (2018).
- [3] Stephane Boubanga-Tombet et al, Room-Temperature Amplification of Terahertz Radiation by Grating-Gate Graphene Structures. Phys. Rev. X 10, 031004 (2020).
- [4] A. A. Andronov and V. I. Pozdniakova, Terahertz Dispersion and Amplification under Electron Streaming in Graphene at 300 K. Semiconductors, 54(9), 1078 (2020).
- [5] Л.Е. Воробьев и др, Генерация излучения миллиметрового диапазона при пролетном резонансе электронов в фосфиде индия в сильном электрическом поле. Письма в ЖЭТФ, 73(5), 253 (2001).

ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ НА NI ОСНОВЕ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПРИМЕНЕНИЙ В МЕТАЛЛУРГИИ

А.В. Макаров¹, Ю.С. Коробов¹, Н.Н. Соболева², А.Б. Котельников³, А.А. Вопнерук³,
Н.В. Лежнин¹, Ю.В. Худорожкова²

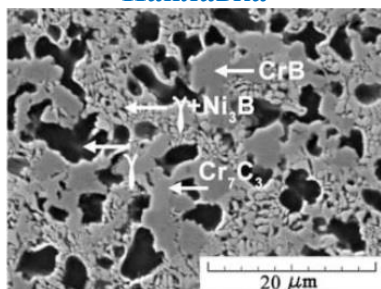
¹ИФМ УрО РАН, ²ИМАШ УрО РАН, ³ЗАО НПП «Машпром»,

Екатеринбург, Россия

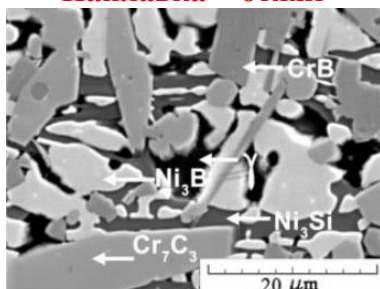
yukorobov@gmail.com

Установлен и научно обоснован новый эффект формирования в NiCrBSi лазерном покрытии термически стабильных износостойких структур каркасного типа с крупными карбидами и боридами хрома после высокотемпературного (1000-1050°C) отжига (см. рисунок). Стабилизирующий отжиг обеспечивает рост износостойкости покрытия в условиях сильного фрикционного нагрева. Выявлена превалирующая роль упрочняющих фаз (по сравнению с ролью металлической матрицы) в сопротивлении NiCrBSi покрытий абразивному изнашиванию и наибольшая эффективность применения композиционных покрытий с крупными карбидами титана и вольфрама. Разработана оригинальная методика испытаний покрытий на кавитационную стойкость. Показаны важные преимущества лазерной наплавки при нанесении Ni-покрытий на медные сплавы.

Наплавка



Наплавка + отжиг



Свойства при нагреве до 900 °C

480 HV Микротвердость **960 HV**

0,23 Относительная износостойкость **1,0**

На рисунке показано повышение микротвердости и износостойкости после нагрева до 900°C наплавленного лазером NiCrBSi покрытия проведением высокотемпературного отжига, формирующего термически стабильные структуры каркасного типа с крупными карбидами и боридами хрома

Область применения: На основе разработок организовано производство стенок с покрытиями для кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок. Испытания на металлургических комбинатах России (НТМЗ, НЛМК, ММК, Северсталь, ВМЗ, Мечел, Уральская сталь) показали рост ресурса стенок в 3...12 раз относительно зарубежных аналогов. Эффективность применения к началу 2019 года превысила 7,3 млрд руб.

[1] Letters-on-Materials. – 2019. – V. 9. – No. 4. – P. 470–474.

[2] Journal of Crystal Growth. – 2019. – V. 525. – 125200.

[3] Тяжелое машиностроение. – 2018. – № 9. – С. 14–20.

[4] Journal of Friction and Wear. – 2017. – V. 38. – Is. 4. – P. 272-278.

[5] Патент на изобретение № 2710480. Установка для испытания на кавитационную эрозию / В.И. Шумяков, Ю.С. Коробов, Х.Л. Алван, Н.В. Лежнин, А.В. Макаров, М.С. Девятьяров. Опубл. 26.12.2019 бюл. № 36

Раздел II. Физические науки. Направление 9. Темы №№ 0388-2019-0006, 0311-2019-0022

Работа выполнена совместно с ИМАШ УрО РАН

ПОИСК СВЕРХТЕКУЧЕСТИ ФУЛЬДЕ-ФЕРЕЛЛА-ЛАРКИНА-ОВЧИННИКОВА В УЛЬТРАХОЛОДНОМ ГАЗЕ ФЕРМИ-АТОМОВ

Турлапов А. В.^{1,2}, Виноградов В. А.¹, Карпов К. А.^{1,2}, Лукашов С. С.^{1,2},
Платонова М. В.¹

¹ИПФ РАН, Нижний Новгород, turlapov@appl.sci-nnov.ru

²Российский квантовый центр, Москва

В газе атомов-фермионов при температурах уровня десятков нанокельвинов достигается квантовое вырождение. Между атомами в разных внутренних состояниях доминирует s-взаимодействие. Легко достигается отрицательная длина рассеяния, что ведёт к образованию куперовских пар и сверхтекучей фазы по механизму Бардина-Купера-Шриффера (БКШ), с конденсацией пар в состояние с нулевым импульсом [1].

Сверхпроводящее состояние Фульде-Ферелла-Ларкина-Овчинникова (ФФЛО) предполагает конденсацию куперовских пар электронов в состояние с импульсом, отличным от 0. Многолетний поиск этого состояния дополняется попытками найти аналогичное ему сверхтекучее состояние в ультрахолодном ферми-газе атомов [2].

Необходимым условием ФФЛО является несовпадение ферми-поверхностей для фермионов со спином вверх и вниз (левый рисунок). В атомном газе для этого необходима локально неравная концентрация фермионов в соответствующих спиновых состояниях. Ранее это условие выполнить не удавалось. Основной причиной неуспеха стало использование ловушек параболической формы - в центре ловушки собиралась сбалансированная по концентрации спинов вверх и вниз фаза БКШ, а избыточные атомы со спином вверх вытеснялись на периферию в виде неинтересного, полностью поляризованного по спину идеального ферми-газа. Другой причиной неудач могла быть не достаточно низкая температура.

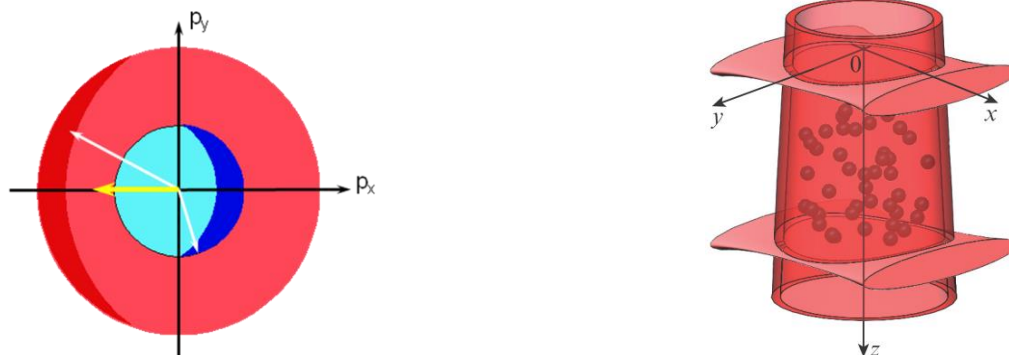


Рисунок 1. (Слева) Распределение ферми-атомов в пространстве импульсов. Атомы со спином вверх показаны оттенками красного, а со спином вниз – оттенками синего. Тёмно-красным и тёмно-синим отмечены атомы, образующие куперовские пары с одинаковым импульсом вдоль $-x$ (жёлтый вектор). (Справа) Пленение газа атомов (показан сферами) в пространстве, ограниченном тонкими стенками из света (показаны оттенками красного) цилиндрической формы (полый луч вдоль z) и плоской формы (2 плоских горизонтальных луча).

Сейчас мы готовим эксперимент, который разрешит эти сложности - атомы будут пленены в ловушке с однородным потенциалом, ограниченным жёсткими стенками, как показано на правом рисунке. А температура, выраженная в единицах энергии Ферми, должна стать существенно ниже, чем в предыдущих экспериментах.

[1] Л. П. Питаевский. Сверхтекучая ферми-жидкость в унитарном режиме. УФН 178, 633 (2008). А. В. Турлапов. Ферми-газ атомов. Письма в ЖЭТФ 95, 104 (2012).

[2] Y. Shin, M. W. Zwierlein, C. H. Schunck, A. Schirotzek, and W. Ketterle. Observation of Phase Separation in a Strongly Interacting Imbalanced Fermi Gas. Phys. Rev. Lett. 97, 030401 (2006).

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В НИЗКОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРАХ, ОПИСЫВАЕМЫХ МОДЕЛЯМИ ПОТТСА

Бабаев А. Б.^{1,2}, Муртазаев А. К.^{1,3}, Атаева Г. Я.¹

¹Институт физики им. Х.И. Амирханова Дагестанского федерального исследовательского центра РАН, Махачкала, 367010 Россия

²Дагестанский государственный педагогический университет, Махачкала, 367003 Россия

³Дагестанский государственный университет, Махачкала, 367025 Россия

Реальные магнитные структуры редко оказываются идеально однородными, обычно им присущи несовершенства (примеси и дефекты структуры), которые влияют на фазовые переходы (ФП) и критические явления (КЯ). В частности, присутствие немагнитных примесей в системе может повлиять на магнитные и тепловые свойства рассматриваемых структур, и эта проблема является актуальной на сегодняшний день [1,2].

В рассматриваемой работе исследованы ФП в двумерных слабо разбавленных структурах, описываемых моделями Поттса с числом состояний спина $q=5$ на квадратной решетке при концентрации спинов $p=1.00, 0.90, 0.80$. Исследования проведены на основе кластерного алгоритма Вольфа метода Монте-Карло. В настоящее время известно, что в чистой модели Поттса с $q=5$ происходит ФП первого рода согласно аналитическим методам [3].

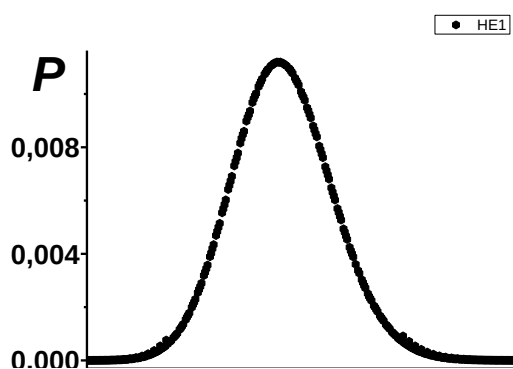


Рис. 1. Гистограмма распределения энергии для 2d слабо разбавленной модели Поттса.

Гамильтониан двумерной слабо разбавленной модели Поттса может быть, представлен в следующем виде [3]:

$$H = -\frac{J}{2} \sum_{i,j} \rho_i \rho_j \cos \theta_{i,j}, \quad (1)$$

где $\theta_{i,j}$ -угол между взаимодействующими спинами S_i - S_j , где J -параметр обменного ферромагнитного взаимодействия ближайших соседей, $\rho_i=1$, если узел i занят магнитным атомом, и $\rho_i=0$, если в i узле немагнитная примесь. Исследовались системы с линейными размерами $L \times L = N$, $L=10 \div 120$.

Для анализа рода ФП нами использовался гистограммный анализ данных метода МК [3, 4]. Отсутствие бимодальности в гистограмме

распределения энергии и один ярко выраженный максимум (см. рис.1), является характерным признаком ФП второго рода.

Таким образом, внесение замороженного беспорядка ($c=1-p$, $p=0.90$) в виде немагнитных примесей, каноническим способом, в рассматриваемую модель, приводит к смене ФП первого рода на ФП второго рода.

[1] Доценко В.С. // УФН 165, 5, 481 (1995).

[2] Фольк Р., Головач Ю., Яворский Т.// УФН 173, 175 (2003).

[3] Alves N.A., Berg B.A., and Villanova R. // Phys. Rev. B 41, 383 (1990).

[4] Муртазаев А.К., Бабаев А.Б. // Письма в ЖЭТФ 99 618 (2014).

АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В ПРИМЕНЕНИИ К ЖАРОПРОЧНЫМ СПЛАВАМ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ. ПРЕИМУЩЕСТВА И ПРОБЛЕМЫ.**М.И. Карпов***Институт физики твердого тела РАН**142432 Московская обл., г. Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, д.2**karпов@issp.ac.ru*

В последние годы аддитивным технологиям уделяется особо высокое внимание. Их несомненным достоинством является возможность изготовления деталей и изделий сложной формы, избегая значительных затрат на материалы и рабочее время для их изготовления. В представленном докладе приведены результаты, полученные в ИФТТ РАН с применением аддитивных технологий.

Наиболее популярны в настоящее время 3d технологии, в различных вариантах исполнения, и гранульная порошковая металлургия (шликерное литье). Однако, несмотря на всю привлекательность этих технологий, их применение сопровождается появлением ряда проблем. Если говорить о тугоплавких жаропрочных сплавах, то главной проблемой является получаемая структура изделия. Так образцы из сплава на основе системы Nb-Si, полученные методом направленной кристаллизации, демонстрируют большее сопротивление ползучести, чем образцы того же состава, полученные методом спекания порошков. Причиной является равноосная мелкозернистая структура, нежелательная для материалов, работающих в режиме высокотемпературной ползучести.

В ряде случаев такая мелкозернистая структура полезна. Примером являются высокочистые по примесям внедрения жаропрочные сплавы на основе молибдена, получаемые методом вакуумной электронно-лучевой плавки. В состоянии после плавки слитки имеют чрезвычайно грубозернистую структуру, что значительно снижает их технологическую пластичность. Одним из возможных выходов из этой ситуации является гранулирование слитка методом газовой атомизации и последующее газостатическое спекание гранул с целью получения полуфабриката для последующей обработки давлением или готового образца.

Работа выполнена в рамках Госзадания ИФТТ РАН и при поддержке РФФИ проект № 19-02-00434

ПОВЕРХНОСТНАЯ ЭНЕРГИЯ И ДИФфуЗИОННАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ

Жевненко С.Н., Петров И.С.
НИТУ МИСИС, Москва, Россия
zhevnenko@misis.ru

Свойства поликристаллических материалов зависят от их зеренной структуры. Внешние и внутренние поверхности характеризуются энергией (основное термодинамическое свойство) [1] и диффузионной проницаемостью (кинетическое свойство). Эти свойства связаны между собой и определяют некоторые практически важные характеристики [2]. В частности, диффузионная ползучесть для многокомпонентных и многофазных твердых тел определяется адсорбцией [3] и фазообразованием на поверхностях [4]. В свою очередь, адсорбция и образование стабильных поверхностных и зернограничных фаз определяется поверхностной энергией и ее зависимостью от концентрации.

В результате выполнения работ в указанном направлении, нами были развиты прямые экспериментальные методы определения поверхностной энергии и коэффициента вязкости на металлических поликристаллических фольгах. Методы позволяют получать политермы поверхностной энергии и энергии активации диффузионной ползучести *in situ*. Вторые компоненты вводятся в металлические фольги на основе меди, серебра и никеля методами электрохимического нанесения с последующим гомогенизирующим отжигом, либо через газовую фазу (в случае летучих элементов). Эксперименты проводятся в вакууме, аргоно-водородной смеси или в очищенном инертном газе (He, Ar).

Итогом исследований стало выявление различных компонентов по типу влияния на поверхностную энергию в зависимости от температуры и концентрации. Примеси, которые имеют более низкую температуру плавления в чистом состоянии в сравнении с растворителем, как правило, являются поверхностно-активными и снижают поверхностную энергию твердых фаз (In, Sn, Sb, Pb, Bi, Ag в Cu). Компоненты с большей температурой плавления повышают поверхностную энергию (по-видимому, десорбируясь при этом). Исследованными примерами являются Co, Fe в Cu; Fe, Ni, Co, Cu в Ag. В соответствии с характером изотермы поверхностной энергии (растущая или падающая), вторые компоненты увеличивают коэффициент вязкости, либо меняют его по кривой с максимумом.

Увеличение концентрации твердых растворов приводит, как правило, к образованию специфических, поверхностных фаз также двух типов: жидкой фазы в случае поверхностно-активных, легкоплавких (относительно чистого растворителя) компонентов [5], и твердых частиц в случае компонентов, повышающих поверхностную энергию твердого раствора. В первом случае коэффициент вязкости резко падает, а во втором увеличивается.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ 18-02-00752 А

- [1] Жевненко С.Н., Изотермы поверхностного натяжения в системах на основе меди, Физика металлов и материаловедение 106 (3) (2008) 286-293
- [2] Khairullin A.K., Zhevnenko S.N., Grain-Boundary Diffusion and Surface Energy in Ag–Cu Solid Solutions, Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques 14 (2020) 991–994
- [3] Zhevnenko S.N., Effect of surface-active metallic impurities on diffusion creep of polycrystalline copper, Materials Letters 282 (2021) 128811
- [4] Zhevnenko S., Rodin A., Smirnov A., Surface phase transition in Cu–Fe solid solutions, Materials Letters 178 (2016) 1-4
- [5] Straumal B.B., Zieba P., Gust W., Grain boundary phase transitions and phase diagrams, International Journal of Inorganic Materials 3 (2001) 1113–1115

РОЛЬ НЕУСТОЙЧИВОСТИ КЕЛЬВИНА-ГЕЛЬМГОЛЬЦА В ФОРМИРОВАНИИ МИКРО И НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

**Сарычев В.Д.¹, Невский С.А.¹, Кормышев В.Е.¹, Грановский А.Ю.¹, Ващук Е.С.²,
Громов В.Е.¹**

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
nevskiy.sergei@yandex.ru*

² *Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева, Прокопьевский
филиал, Прокопьевск, Россия,
vaschuk@bk.ru*

Разработана математическая модель и предложен механизм формирования нано и микроструктур в материалах при воздействии гетерогенных плазменных потоков и интенсивной пластической деформации. Она основана на предположении о том, что при взаимодействии плазменного потока с поверхностью и при интенсивной пластической деформации на границах раздела слоев материала возникает неустойчивость Кельвина-Гельмгольца течения материалов, которая в свою очередь приводит к образованию микро- и наноструктурно-фазовых состояний. В представленной модели материал рассматривался как двухслойная жидкость с отличными друг от друга кинематическими вязкостями. Для каждого слоя записывались уравнения Навье-Стокса, кинематические и динамические граничные условия. Решение полученной системы в виде нормальных мод возмущений проводилось, исходя из предположения о вязко-потенциальном течении материала. В этом приближении считалось, что эффекты вязкости имеют место только на границе раздела слоев. В результате было получено дисперсионное уравнение, которое совпадает с уравнением, полученным ранее уравнением для коротких волн. Подробно проанализирован случай, когда вязкость одного из слоев считалась равной нулю. Анализ зависимости скорости роста возмущений от волнового числа для данного случая показывает, что в зависимости от вязкости, толщины слоев и соотношения их плотностей она может иметь как один, так два максимума. Установлен диапазон характеристик материала и параметров внешнего воздействия (скорость движения слоя), при которых наблюдаются два максимума зависимости скорости роста возмущений от волнового числа. Найден механизм появления первого и второго максимума в представленной зависимости. Первый максимум обусловлен движением слоев относительно друг друга, а второй связан с эффектами вязкости жидкости. Получены приближенные аналитические зависимости скорости роста возмущений от волнового числа. Сравнительная оценка волновых чисел, на которые приходится максимум скорости роста возмущений, определенных по данным формулам, показала адекватность их применения для вычисления этих волновых чисел.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 19-32-60001 и гранта Президента Российской Федерации № МК-118.2019.2

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Страумал Б.Б.

*Институт физики твердого тела (ИФТТ РАН)
и Черноголовский научный центр (НЦЧ РАН), Черноголовка
НИТУ «МИСиС», Москва
straumal@issp.ac.ru*

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) не только приводит к сильному измельчению зерен и упрочнению материала, но также может вызвать диффузионные, а также бездиффузионные (мартенситные, сдвиговые) фазовые превращения. Нами изучено влияние кручения под высоким давлением (КВД) на диффузионные и мартенситные фазовые превращения в нанокompозитах на основе меди и титана. В разбавленных бинарных сплавах на основе меди КВД вызывает конкуренцию между формированием частиц второй фазы, вызванным деформацией, и их растворением в медной матрице. Состав медной матрицы после КВД такой, какой может быть получен после длительного отжига при определенной (эффективной) температуре T_{eff} . Величина T_{eff} в разбавленных бинарных сплавах на основе меди увеличивается с увеличением энтальпии активации диффузии второго компонента и его температуры плавления T_m . Вызванные КВД превращения между интерметаллидами Юм-Розери, ускоренный массоперенос, огранение границ зерен и сегрегация границ зерен также протекают таким образом, как если бы они происходили при определенной (повышенной) T_{eff} . В сплавах Cu–Al–Ni с памятью формы диффузионные превращения, вызванные КВД (выделение α_1 - и γ_1 -фаз), влияют на последующее мартенситное превращение. Сплавы Ti–Fe, Ti–Co и Ti–Nb перед КВД содержали либо смесь α - и β -фаз, либо смесь α -фазы и интерметаллидов (α +TiFe или α +Ti₂Co). Во время КВД образуются α' - и α'' -мартенситы, а также ω -фаза высокого давления. Обсуждаются диффузионные и бездиффузионные механизмы этих превращений.

Работа поддержана РФФИ (гранты 19-58-06002 и 18-03-00067).

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ WC-AG ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ И АЗОТИРОВАНИЯ

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

В настоящем исследовании комплексным методом, включающим электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование были получены покрытия на основе серебряной матрицы, упроченной фазами WN, WC и $W_2C_{0,84}$. Были проведены испытания сформированных покрытий на коммутационную износостойкость в режиме АС-3. Результаты испытаний приведены на рисунках 1 и 2.

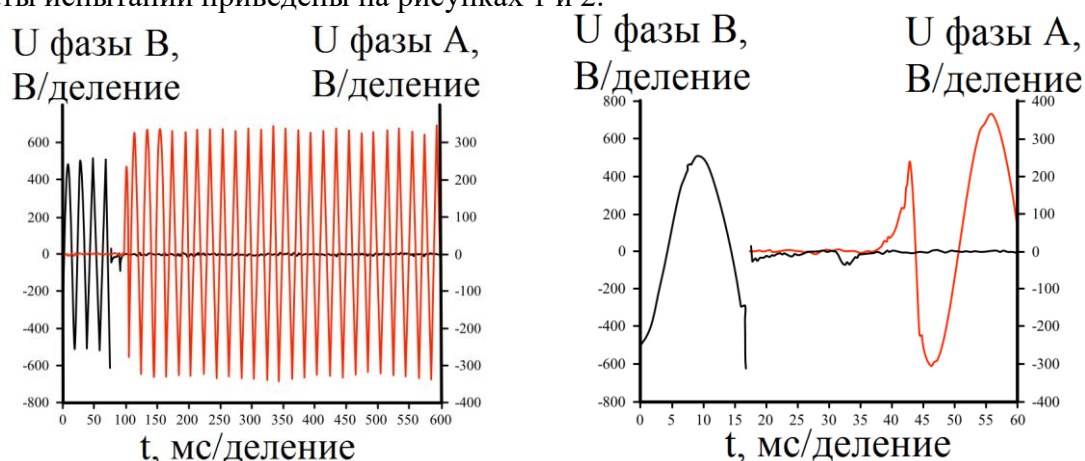


Рисунок 1 – Зависимости контактного напряжения (черная кривая) и тока (красная кривая) при замыкании одной фазы

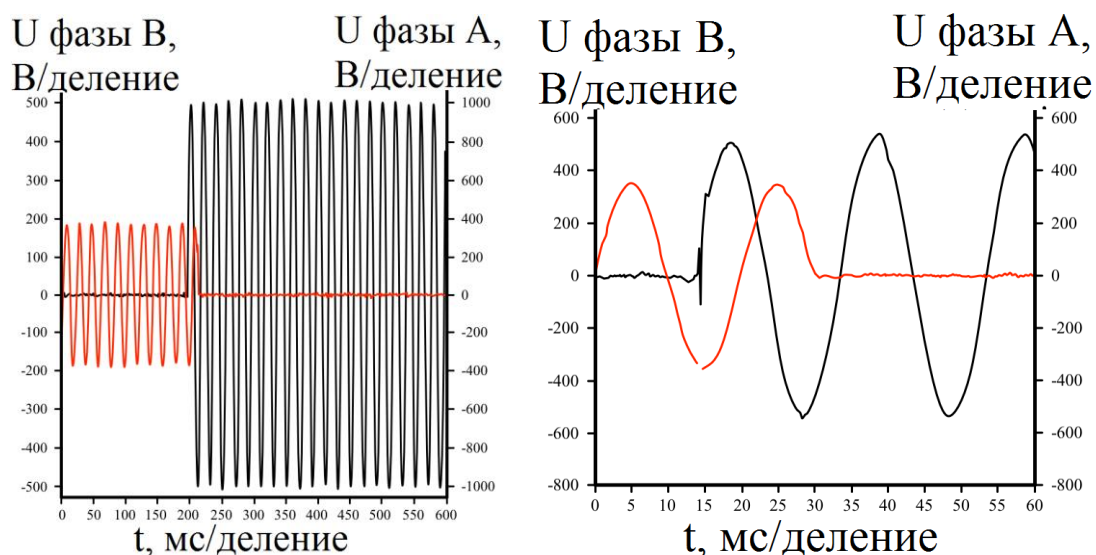


Рисунок 2 – Зависимости контактного напряжения (черная кривая) и тока (красная кривая) при обрыве (нулевом токе) одной фазы

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

УНИВЕРСАЛЬНЫЙ КИНЕТИЧЕСКИЙ ПАРАМЕТР, ОТРАЖАЮЩИЙ ПРИРОДУ РЕЛАКСАЦИЙ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ И СТЕКЛАХ

¹Макаров А.С., ¹Кончаков Р.А., ¹Кротова М.А., ²Кобелев Н.П., ¹Хоник В.А.

¹Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, РФ

v.a.khonik@vspsu.ac.ru

²Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, РФ

kobelev@issp.ac.ru

Компьютерное моделирование показывает, что увеличение объема V в результате образования точечных дефектов в простом металлическом кристалле (Al) и высокоэнтропийном кристаллическом сплаве ($\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}$) приводит к линейному уменьшению модуля сдвига G . Этот диаэластический эффект может быть охарактеризован единственным безразмерным параметром $K = d \ln G / d \ln V$. Для межузельных гантелей в монокристаллах указанных материалов $K \approx -30$, тогда как для вакансий абсолютное значение K меньше примерно на порядок. В поликристаллическом состоянии $K \approx -20$, но все равно по модулю в 5–6 раз больше, чем в случае вакансий.

Физическая причина столь большой разницы в величинах K состоит в том, что межузельные гантели являются упругими диполями, ядра которых включают высокоподвижные атомы, вызывающие значительное большее снижение модуля сдвига, чем вакансии.

Для модельных Al и высокоэнтропийного сплава в некристаллическом состоянии, полученном закалкой расплава, K составляет -18 и -12 , соответственно. По абсолютной величине эти значения в несколько раз больше, чем в случае вакансий в поликристаллах этих материалов.

Анализ экспериментальных данных по изотермическим релаксациям G в зависимости от V для шести металлических стекол на основе циркония, испытанных при различных температурах, показал, что K не зависит от времени и составляет в среднем ≈ -43 , что близко к случаю межузельных гантелей в монокристаллах.

Сделан вывод о том, что безразмерная и независимая от времени производная $K = d \ln G / d \ln V$ представляет собой универсальный кинетический параметр, отражающий природу релаксаций, вызванных точечными (или точно-подобными) дефектами в кристаллическом и некристаллическом состояниях.

TOPOLOGY- AND GEOMETRY-DRIVEN PROPERTIES OF ADVANCED SUPERCONDUCTOR NANOARCHITECTURES

Fomin V. M.^{1,2*}, Rezaev R. O.^{1,3}, Smirnova E. I.¹, Schmidt O. G.^{1,4}

¹*Institute for Integrative Nanosciences, Leibniz IFW Dresden, Dresden, Germany*

²*Institute of Engineering Physics for Biomedicine, NRNU MEPhI, Moscow, Russia.*

³*Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia*

⁴*Material Systems for Nanoelectronics, TU Chemnitz, Chemnitz, Germany*

*E-mail: v.fomin@ifw-dresden.de

Topological defects such as vortices and phase slips in a superconductor system manifest spatial patterns and dynamics that are closely associated with the geometric design in curved micro- and nanostructures of superconductors [1]. This study is motivated by the recent progress in fabrication of complex 3D nanoarchitectures (e.g., open nanotubes and nanohelices) by using the advanced 3D roll-up self-organization [2] and nanowriting techniques based on focused ion beams [3].

The emerging nanostructures lead to the occurrence of novel, counterintuitive materials properties of superconductors and thereby promise a significant improvement of the figures-of-merit as compared to the available devices [2]. To simulate the superconducting properties of complex nanoarchitectures, a numerical platform has been developed based on a set consisting of the time-dependent Ginzburg-Landau equation coupled with the Maxwell equations [4].

Fingerprints of vortex and phase-slip patterns experimentally identified in the nanohelices with diameter of 100 nm and aspect ratio up to 65 are explained by the helical geometry that determines a specific topology of screening superconducting currents [3] and paves the way for future electronic components, such as sensors, energy storage elements and nanoantennas, based on 3D compact nanosuperconductors.

The topological transitions between vortex-chain and phase-slip transport regimes unveiled in curved superconductor nanostructures as a function of the applied magnetic field under a strong transport current [5] open up a possibility to efficiently tailor the superconducting properties of nanostructured materials by inducing a nontrivial topology of superconductor screening currents. In particular, the non-monotonous magnetic-field-voltage and current-voltage characteristics are found in open rolled-up Nb and Sn microtubes under a strong transport current. This non-monotonous behavior is attributed to the occurrence of a phase-slip area at such magnetic fields, when the quasi-stationary pattern of vortices changes from single to double chains in each half-turn, followed by reentrance of the superconducting state with a chain of moving vortices when the magnetic field further increases. A three-fold voltage peak occurs in an ultrathin open Nb tube of radius 400 nm at the magnetic field about 10 mT. The effect is promising for application design of novel superconductor switching-based detectors.

This work has been supported by COST Action #CA16218 (NANOCOHYBRI) of the European Cooperation in Science and Technology, DFG (Germany) projects #FO 956/5-1, #FO 956/6-1, RFBR (Russia) and Tomsk Region (Russia) under the project #19-41-700004 and MEPhI (Russia) Academic Excellence Project # 02.a03.21.0005. Fruitful collaborations with R. Córdoba, J. M. De Teresa, O. V. Dobrovolskiy, H. Suderow, F. Tafuri, and V. M. Vinokour are gratefully acknowledged.

[1] V. M. Fomin, Topology-driven effects in advanced nanoarchitectures, in: A. Sidorenko (Ed.), *Functional Nanostructures and Metamaterials*, Springer Int. Publ., Cham, 2018, 195 – 220.

[2] S. Lösch et al., *ACS Nano* 13, 2948 (2019).

[3] R. Córdoba et al., *Nano Letters* 19, 8597 (2019).

[4] E. I. Smirnova, R. O. Rezaev, V. M. Fomin, *Low-Temperature Physics*, 46, 325 (2020).

[5] R.O. Rezaev, E.I. Smirnova, O.G. Schmidt, V.M. Fomin, *Communications Physics* 3, 144 (2020).

ЗАРОЖДЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ НА СТУПЕНЬКЕ МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ В КОМПОЗИТНОМ НАНОСЛОЕ

Гуткин М. Ю., Микаелян К. Н.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

m.y.gutkin@gmail.com

Плоские многослойные наноструктуры служат основой современных устройств в нано- и микроэлектронике, оптоэлектронике, фотонике и т. д. Хорошо известно, что их физические свойства и служебные характеристики сильно зависят от остаточных упругих деформаций несоответствия, вызванных различием параметров кристаллической решетки. При определенных условиях эти деформации релаксируют за счет образования различных дефектов, которые могут приводить к значительному ухудшению свойств наноструктур [1]. Наиболее распространенным способом такой релаксации является образование на границах раздела дислокаций несоответствия (ДН). Теоретические и экспериментальные исследования процессов релаксации с образованием ДН проводятся с середины XX века. Однако до сих пор обсуждение вопросов об источниках, механизмах и критических условиях появления ДН в реальных многослойных наноструктурах вызывает большой интерес [2, 3].

В данной работе предложена теоретическая модель, которая описывает релаксацию деформации несоответствия путем формирования диполей полных или частичных ДН на наноразмерной ступеньке границы раздела в двухфазном композитном нанослое. Предполагается, что одна из ДН скользит от края ступеньки к свободной поверхности нанослоя, а другая – по грани ступеньки к ее середине. Начальное напряженно-деформированное состояние в упругом композитном нанослое можно представить как суперпозицию решения граничной задачи теории упругости о включении в виде длинного параллелепипеда в тонком упругом слое [4] и решения для упругой двухслойной пленки с решеточным несоответствием [1] в случае равных изотропных упругих модулей слоев пленки и включения. С помощью такого комбинированного решения [1, 4] и полученного ранее решения граничной задачи теории упругости о краевой дислокации в тонкой двухслойной пленке [5] рассчитано изменение полной энергии системы, вызванное зарождением полных и частичных ДН. Анализ зависимости такого изменения энергии от расстояний, пройденных дислокациями диполя, позволил найти критические условия образования ДН и положения их равновесия для разных значений параметров системы. Показано, что одна ДН имеет равновесное положение в середине грани ступеньки, а другая – либо между краем ступеньки и поверхностью нанослоя, либо непосредственно на поверхности нанослоя, в зависимости от типа ДН и значений параметров системы. В частности, установлено, что в случае полных дислокаций вторая ДН всегда должна выходить на поверхность нанослоя.

Показано, что рассмотренный механизм релаксации деформации несоответствия достаточно эффективен и должен учитываться при разработке соответствующих наноструктур и устройств на их основе.

- [1] Freund L.B., Suresh S. Thin film materials: stress, defect formation and surface evolution. Cambridge University Press, 2004.
- [2] Dasilva Y.A.R., Kozak R., Erni R., Rossell M.D., Ultramicroscopy 176 (2017) 11.
- [3] Kozak R., Prieto I., Dasilva Y.A.R., et al., Phil. Mag. 97 (2017) 2845.
- [4] Малышев К.Л., Гуткин М.Ю., Романов А.Е. и др., Препринт №1109, ФТИ им. А. Ф. Иоффе АН СССР, Л., 1987, 43 с.
- [5] Gutkin M.Yu., Romanov A.E., Phys. Stat. Sol. A 125 (1991) 107.

НОВЫЙ КЛАСС ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМЫМИ ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СЕНСОРНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ НА ИХ ОСНОВЕ

Пушин В.Г., Сагарадзе В.В., Калетина Ю.В., Марченков В.В., Герасимов Е.Г.,
Казанцев В.А., Калетин А.Ю., Королев А.В., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б.,
Пилюгин В.П., Попов А.Г., Пушин А.В.

Институт физики металлов им. М.Н. Мухомова УрО РАН, Екатеринбург, Россия
pushin@imp.uran.ru

Разработан новый класс ферромагнитных сплавов Гейслера с термомагнитоупругими мартенситными превращениями, эффектами памяти формы и сверхупругости. На рис 1 представлена уточненная экспериментально сводная диаграмма магнитных и мартенситных переходов трехкомпонентных сплавов двух квазибинарных разрезов [1]. Установлено, что в результате многокомпонентного легирования их критические температуры T_c , M_s , M_f , A_s , A_f могут превысить 100°C . Показано, что впервые, полученные методами сверхбыстрой закалки из расплава или мегапластической деформации с последующим низкотемпературным отжигом в ультрамелкозернистом состоянии, [2] сплавы отличаются высокой термоциклической прочностью и долговечностью, а магнитное поле напряженностью 4 МА/м повышает критические температуры на 10° (рис. 2). Обнаружено, что деформационно-индуцированная наноструктуризация переводит сплавы в высокооомное состояние, инициируя атомное разупорядочение и каскадные деформационные фазовые превращения $L_{21} \rightarrow B2(\text{ОЦК}) \rightarrow A2(\text{ОЦК}) \rightarrow A1(\text{ГЦК})$. При этом их последующий рекристаллизационный отжиг обеспечивает восстановление дальнего ферромагнитного и атомного порядка по типу L_{21} сверхструктуры, эффектов обратимой памяти формы, сохранение ультрамелкозернистости и повышение пластичности сплавов. Данные сплавы являются перспективными для применения и могут быть использованы в качестве термоэлектромагнитных сенсорных и магнитоэластокалорических устройств.

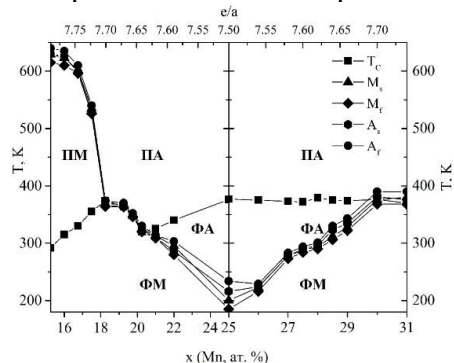


Рис. 1. Сводная диаграмма магнитных и мартенситных переходов сплавов систем $\text{Ni}_{75-x}\text{Mn}_x\text{Ga}_{25}$ (слева) и $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_x\text{Ga}_{50-x}$ (справа).

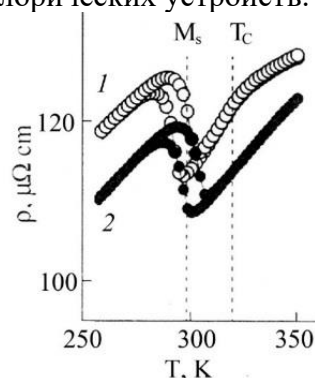


Рис. 2. $\rho(T)$ быстрозакаленного сплава $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$ при $H=0$ (кривая 1) и $H=4\text{ МА/м}$ (кривая 2).

Результаты получены в рамках госзадания МИНОБРНАУКИ России (шифр «Структура», «Магнит», «Спин») и при частичной поддержке проекта РФФИ № 20-03-00056.

[1] Design and Development of Ti–Ni, Ni–Mn–Ga and Cu–Al–Ni-based Alloys with High and Low Temperature Shape Memory Effects [Текст] / V. Pushin, N. Kuranova, E. Marchenkova, A. Pushin // Materials. – 2019. – V. 12. – P. 2616–2639.

[2] Особенности термоупругих мартенситных превращений и свойства ультрамелкозернистых сплавов $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$, полученных закалкой из расплава. [Текст] / Е.Б. Марченкова, В.Г. Пушин, В.А. Казанцев, А.В. Королев, Н.И. Коуров, А.В. Пушин // Физика металлов и металловедение. – 2018. – V. 119. – P. 992–1001.

CHARGE TRANSFER STATISTICS AND QUBIT DYNAMICS AT TUNNELING FERMI-EDGE SINGULARITY

I. A. Larkin¹, V. V. Ponomarenko²

¹ *Institute of Microelectronics Technology, RAS, Chernogolovka, 142432, Russia*

² *Nonlinearity and Complexity Research Group, Aston University, Birmingham B4 7ET,*

United Kingdom

vaniala2000@yahoo.co.uk

Tunneling of spinless electrons from a single-channel emitter into an empty collector through an interacting resonant level of the quantum dot (QD) is studied, when all Coulomb screening of charge variations on the dot is realized by the emitter channel and the system is mapped onto an exactly solvable model of a dissipative qubit [1].

In this model we describe the qubit density matrix evolution with a generalized Lindblad equation, which permit us to count the tunneling electrons and therefore relate the qubit dynamics to the charge transfer statistics [2]. In particular, the coefficients of its generating function equal to the time dependent probabilities $P_n(t)$ to have the fixed number of electrons tunneled into the collector are expressed through the parameters of a non-Hermitian Hamiltonian evolution of the qubit pure states in between the successive electron tunneling events. From the leading asymptotic of the cumulant generating function linear in time we calculate Fano factor and the skewness. We examine the origin of the sub- and super- Poisson shot noise in this system and shows that the super Poisson signals existence of a non-monotonous oscillating transient current and the qubit coherent dynamics. The two generating functions of the counting statistics of the charge transferred during the QD evolutions from its stationary and empty state have been expressed through each other. It is used to calculate the spectrum of the steady current noise [3] and demonstrate occurrence of the bifurcation of its single zero-frequency minimum into two finite-frequency dips due to the qubit coherent dynamics.

We also present solution of the corresponding Bloch equation in the presence of a weakly oscillating voltage of frequency ω and calculate perturbatively the tunneling *a.c.* response. In the first order of the perturbation expansion in the voltage amplitude we can observe only the first ω harmonic of the *a.c.* response [4]. Its amplitude exhibits resonant behavior at $\omega = \omega_I$ for a wide range of the model parameters, where ω_I is the frequency of the oscillating transient current.

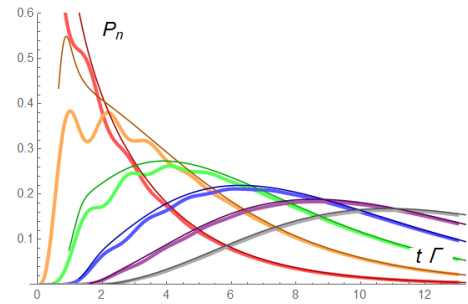


Fig. 1 The probability of the number of tunneled electrons $P_n(t)$ as a function of t and n . The red, brown, green, blue, violet, and gray lines correspond to $n = 0, 1, 2, 3, 4$, and 5 . The thin curves of the same colors illustrate the classical tunneling for the same parameters.

References

- [1] V.V. Ponomarenko and I. A. Larkin, Qubit transient dynamics at tunneling Fermi-edge singularity. EPL 113, 67004 (2016)
- [2] V. V. Ponomarenko, I. A. Larkin, Charge transfer statistics and qubit dynamics at the tunneling Fermi-edge singularity. Phys. Rev. B. 100, 085433, (2019)
- [3] V. V. Ponomarenko and I. A. Larkin, Current noise spectrum in a solvable model of tunneling Fermi-edge singularity. EPL 125, 67004, (2019)
- [4] V. V. Ponomarenko and I. A. Larkin, Probing qubit dynamics at the tunnelling Fermi-edge singularity with alternating current. Phys. Rev. B. 95, 205416, (2017)

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ НАБЛЮДЕНИЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН ПОПЕРЕЧНОГО СДВИГА В ДЕНТИНЕ**Гудкина Ж. В., Гуткин М. Ю., Аргунова Т. С.***ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН**СПбПУ Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия**gudkinazhanna@mail.ru*

Дентин – природный пористый материал с иерархической структурой, включающей в себя не менее семи масштабных уровней [1]. Например, дентинные каналы представляют собой вытянутые микрополости диаметром 2-5 мкм, располагающиеся на расстоянии 10 мкм друг от друга.

В течение многих десятилетий прочность и ударная вязкость дентина были в центре внимания обширных исследований, однако их происхождение до сих пор не ясно. Частично это объясняется тем, что ни один метод визуализации не может отображать по крайней мере несколько структурных уровней дентина одновременно. Среди других важных тем, связанных с дентином человека, большой интерес вызывают процессы распространения в нем трещин. Исследования в этой области показали, что основным механизмом упрочнения является перекрытие трещин связками без трещин [2-5]. Так называемые «мостики» неповрежденного материала наблюдались непосредственно с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопов [2, 4] и рентгеновской томографии [2, 5]. Были представлены доказательства взаимодействия каналов с растущей микротрещиной [4]. Однако не было предложено никакого механизма, объясняющего, как образуются вторичные (сателлитные) микротрещины и как микротрещина притягивается к каналу.

В данной работе представлены экспериментальные доказательства и теоретическая модель распространения трещин поперечного сдвига в дентине при одноосном сжатии. Экспериментальные наблюдения образцов дентина размером несколько миллиметров проводились методом рентгеновской томографии с использованием синхротронного излучения. 2D-срезы (томограммы) выявили доминирующие и сателлитные трещины поперечного сдвига в образцах дентина после нагрузки: оба типа трещин распространяются по дентинным каналам.

Мы объясняем наблюдения в рамках теоретической модели, которая описывает распространение трещин поперечного сдвига по дентинным каналам и образование сателлитных трещин. Количественная модель была протестирована с использованием численных методов, реализованных в программном пакете MatLab и графической оболочке Jupyter для языка Python.

Сделан вывод о том, что растягивающие напряжения на поверхности дентинных каналов, расположенных вблизи вершины заторможенной магистральной трещины, достаточны для образования сателлитных трещин. Процесс раскрытия трещины в дентине происходит за счет последовательных перемещений ее вершины от одного канала к другому в плоскости действия максимальных локальных растягивающих напряжений; это сопровождается раскрытием сателлитных трещин в окрестности вершины заторможенной магистральной трещины.

Литература:

- [1] Elbaum R, Tal E, Perets A I et al. J. Dentistry 35 (2007) 150.
- [2] Nalla R K, Kinney J H, Ritchie R O. Biomaterials 24 (2003) 3955.
- [3] Zaytsev D, Ivashov A S, Mandra J V, Panfilov P Mater. Sci. Eng. C 41 (2014) 83.
- [4] Koester K J, Ager J W III, Ritchie R O. Biomaterials 29 (2008) 1318.
- [5] Kinney J H, Nalla R K, Pople J A, et al. Biomaterials 26 (2005) 3363.

CLASSIFYING HIGHLY-COMPRESSED SUPERHYDRIDE SUPERCONDUCTORS

Talantsev E.F.

M N Mikheev Institute of Metal Physics, Ekaterinburg, Russia, evgeny.talantsev@imp.uran.ru

The discovery of near-room-temperature (NRT) superconductivity in highly compressed H_3S by Drozdov et al [1] heralded a new era in superconductivity. Since then, several highly-compressed superhydride/superdeuteride superconductors have been synthesised: BaH_{12} [2], PrH_9 [3], $\text{ThH}_9/\text{ThH}_{10}$ [4], YH_4/YH_6 [5,6], $\text{LaH}_{10}/\text{LaD}_{11}$ [7,8]. Recently, Snider *et al* [9] reported on the observation of room-temperature superconductivity in carbonaceous sulfur hydride, $\text{H}_x(\text{S,C})_y$, which exhibits the record transition temperature of $T_c = 285$ K at pressure of $P = 267$ GPa.

In our reports [9-12] we have performed classification of all discovered to date highly-compressed superhydride/superdeuteride superconductors by utilizing an approach proposed by Uemura [13]. The approach is based on an empirical finding [13] that all unconventional superconductors have the ratio of the superconducting transition temperature, T_c , to the Fermi temperature, T_F , in a narrow band of $0.010 \lesssim \frac{T_c}{T_F} \lesssim 0.050$. For NRT superconductors T_F was deduced

from experimental data by utilizing approach described elsewhere [12,14].

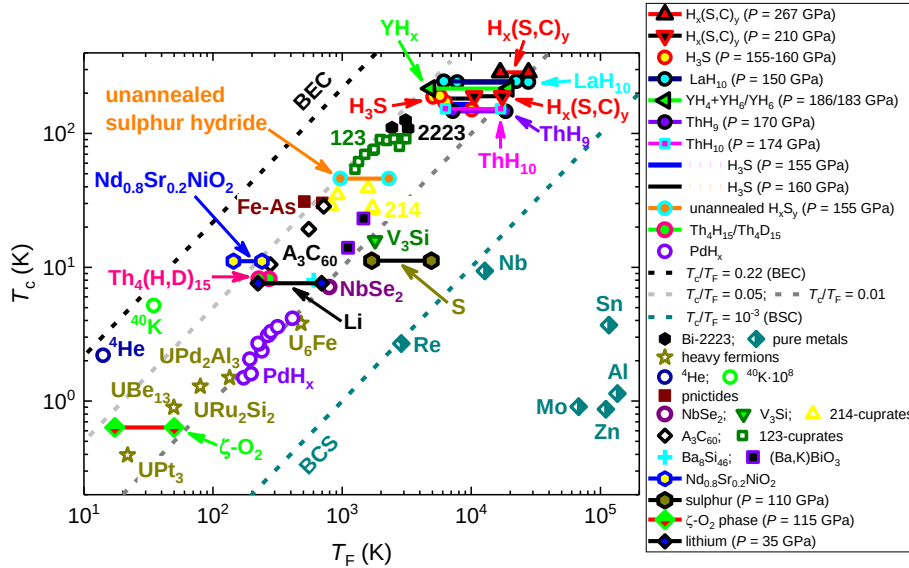


Figure 1. A plot of T_c versus T_F for all discovered to date hydrogen-rich superconductors.

In result, we found [9-12,15] that discovered superhydride/superdeuteride superconductors have $0.008 \leq \frac{T_c}{T_F} \leq 0.050$ the ratio are falling in unconventional superconductors band (Fig. 1).

References

- [1] A P Drozdov *et al* 2015 *Nature* 525 73
- [2] W Chen *et al* 2020 *arXiv*: 2004.12294
- [3] D Zhou *et al* 2020 *Science Advances* 6 eaax6849
- [4] D V Semenov *et al* 2020 *Materials Today* 33 36
- [5] I A Troyan *et al* 2019 *arXiv*:1908.01534
- [6] P P Kong *et al* 2019 *arXiv*:1909.10482
- [7] M Somayazulu *et al* 2019 *Phys. Rev. Lett.* 122 027001
- [8] A P Drozdov *et al* 2019 *Nature* 569 528
- [9] E F Talantsev 2019 *Modern Phys. Lett. B* 33 1950195
- [10] E F Talantsev 2019 *Mater. Res. Express* 6 106002
- [11] E F Talantsev 2020 *Results in Physics* 16 102993
- [12] E F Talantsev and R C Mataira 2020 *Mater. Res. Express* 6 106002
- [13] E F Talantsev 2020 *Supercond. Sci. Technol.* 33 124001
- [14] Y J Uemura 1997 *Physica C* 282-287 194
- [15] E F Talantsev 2020 *Supercond. Sci. Technol.* 33 094009
- [16] E F Talantsev 2020 *arXiv*:2010.10434

STRUCTURE AND PROPERTIES TRANSFORMATIONS OF PEARLITE STEEL INDUCED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Gromov V.E.^a, Ivanov Yu.F.^b, Yuriev A.A.^c, Kormyshev V.E.^a, Rubannikova Yu.A.^a

^a*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*

^b*Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia, e-mail: yufi55@mail.ru*

^c*'JSC' Evraz-integrated West-Siberian Metallurgical works', Novokuznetsk, Russia*

The goal of the research is to establish the character of variation in structure and total yield point of pearlite steel on the basis of estimation of the mechanisms of surface layers' strengthening at severe plastic deformation. The 100-meter differentially quenched rails of DT350 category withdrawn from the track on Experimental ring of Russian Railways after gross passed tonnage of 1411 mln. tons were used as a material under study. In chemical composition the sample metal met the requirements Russian Standard (C: 0.71-0.82; Si: 0.25-0.60; Mn: 0.75-1.25; Cr: 0.2-0.8; V: 0.03-0.15; Fe – basis metal).

A long-term operation of rails leads to a substantial transformation of structural phase state of pearlite. Firstly, it is a failure of lamellar pearlite structure and formation of subgrain structure of submicron (100-150 nm) dimensions in the volume of pearlite colonies. Secondly, it is a precipitation of carbide phase particles of nanometer range along boundaries and in the volume of subgrains. Thirdly, it is the increase in microdistortions and crystal lattice parameter of solid solution based on α -iron. Fourthly, it is work hardening of metal leading to the increase (by 1.5 time) in scalar and excess dislocation density relative to the initial state. In the layer forming the surface of working fillet the dimensions of subgrains (fragments) vary within the limits of 30-40 nm. In the layer forming the tread surface the dimensions of subgrains vary within the limits of 150-300 nm. The relative content of subgrain structure in the surface layer of working fillet is 0.25; in the surface layer of tread surface it is 0.15.

The established transformations of steel structure will influence significantly the strength and plastic characteristics of metal determining the service life of a product. The dependences of total yield point of 100-meter differentially quenched rail steel on the distance to rail head shown in Figure 1 allow us to trace the change in yield point strength of metal in the process of operation. It is clearly seen that only surface layer of rails' metal not more than 2 mm in thickness is subjected to strengthening. With a larger distance from rail head surface the strength properties of steel remain at the level of those in the initial state. The strength of steel surface layer depends substantially on the location of the layer being analyzed, namely, the strength of surface layer of working fillet metal is practically 2-fold higher than that of tread surface metal.

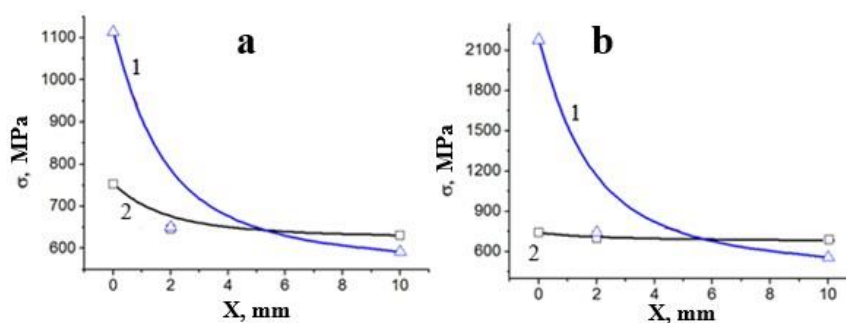


Fig. 1. Dependences of total yield point of steel on distance to rail head surface along central axis (a) and along symmetry axis of working fillet (b); curve 1 – 1411 mln. tons; curve 2 – initial state.

Analysis of steel structural phase state is supported by RFBI grant (project № 19-32-60001), analysis of strengthening mechanisms is funded by RSF grant (project № 19-19-00183).

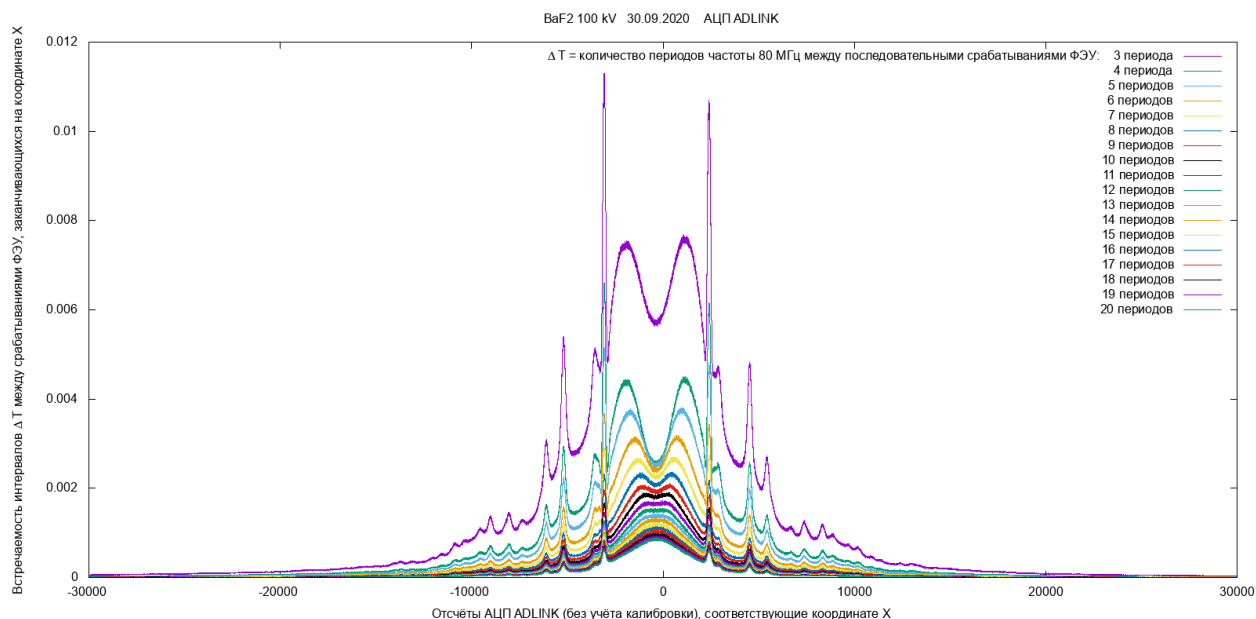
ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ИЗМЕРЕНИЯ ЭЛЕКТРОНОГРАММ С ПОМОЩЬЮ ФЭУ

Кулыгин А. К., Авилов А. С., Новикова В. В.
Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова
ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия
 kuligin57@gmail.com, avilovanatoly@mail.ru

Электронная дифрактометрия, занимающаяся прецизионным измерением интенсивностей электронных дифракционных картин, является важнейшей составной частью электронной кристаллографии – одного из основных методов исследования структуры и свойств нанообъектов в кристаллическом или аморфном состоянии. В настоящей работе анализируются статистические свойства последовательности импульсов, полученной в процессе регистрации ЭДК методом сканирования с развёрткой ЭДК магнитным полем отклоняющих катушек перед неподвижным детектором (диафрагма – сцинтиллятор – ФЭУ – АЦП). Во многих случаях в таких экспериментах при подсчёте импульсов ФЭУ (и, далее, вычислении распределения интенсивностей в ЭДК) учитывается только общее количество импульсов, их временное распределение игнорируется, а возможные просчёты и ложные срабатывания системы регистрации относятся к неконтролируемой и неустраняемой погрешности. Показано, что такой подход может оказаться излишне грубым и не учитывающим всех возможностей экспериментального оборудования.

Исследовалась дифракционная картина поликристаллического образца BaF_2 с использованием установки на основе описанной в [1], где для регистрации сигналов ФЭУ и координат развёртки применена плата АЦП ADLINK-9834, на которой задействовано 2 аналоговых измерительных канала (16 бит, 80 МГц), по одному каналу для координат и для ФЭУ. Сканирование ЭДК осуществлялось развёрткой по прямолинейному отрезку хорды, проходящему недалеко от центра ЭДК (ближе первого дифракционного кольца). Вдоль этого отрезка осуществлялась развёртка с синусоидальной временной зависимостью (фактически также содержащая шумы) с периодом ≈ 1.5 минуты, общее время измерений ≈ 2 часа (всего $\approx 5,8 \cdot 10^{11}$ сэмплов АЦП).

Для каждого зарегистрированного импульса ФЭУ определён интервал времени между передними фронтами данного импульса и предыдущего в единицах периода частоты АЦП 80 МГц (12,5 нс), а также координата развёртки X (в кодах АЦП). Каждый такой интервал условно сопоставлялся координате X по конечному импульсу интервала: для каждого X подсчитывалось количество интервалов продолжительностью 3, 4, 5, ..., 20 периодов АЦП (интервалы в 1 и 2 периода разрешить не удалось), закончившихся, когда координата развёртки была равна X . Результат, нормированный на общее количество регистраций каждой координаты X , приведён на рисунке.



Как оказалось, в центральной части ЭДК наблюдается «захлёбывание» системы регистрации из-за слишком большой интенсивности, а во всём остальном диапазоне X каждый из построенных графиков воспроизводит правильную форму дифракционной картины, т. е. представленные графиками функции пропорциональны друг другу. Для коэффициентов пропорциональности были обнаружены интересные соотношения (нижний индекс означает длину интервала в периодах):

$$\begin{aligned} \frac{I_3}{I_4} &= 2; \frac{I_4}{I_5} = 1.31; \\ \frac{I_5}{I_6} &= \sqrt{2}; \frac{I_6}{I_7} = \frac{I_7}{I_8} = \sqrt[3]{2}; \frac{I_8}{I_9} = \frac{I_9}{I_{10}} = \sqrt[4]{2}; \frac{I_{10}}{I_{11}} = \frac{I_{11}}{I_{12}} = \sqrt[5]{2}; \\ \frac{I_{12}}{I_{13}} &= \frac{I_{13}}{I_{14}} = \sqrt[6]{2}; \frac{I_{14}}{I_{15}} = \frac{I_{15}}{I_{16}} = \sqrt[7]{2}; \frac{I_{16}}{I_{17}} = \frac{I_{17}}{I_{18}} = \sqrt[8]{2}; \frac{I_{18}}{I_{19}} = \frac{I_{19}}{I_{20}} = \sqrt[9]{2} \end{aligned}$$

Коэффициенты были подобраны и проверены путём наложения графиков, которые в этом случае визуально совпадали с точностью до разброса погрешностей (наложение полос «шумов»).

Причины появления именно таких коэффициентов (физические и математические) авторам неизвестны. Можно предположить, что число 2 возникает в связи с тем, что каждый зарегистрированный или пропущенный импульс делит интервал на 2 части или, соответственно, объединяет 2 интервала в 1. В любом случае реальный процесс является достаточно сложным для анализа; подобрать для него какую-либо относительно простую модель (например, на основе распределения Пуассона) авторам не удалось.

Из представленных наблюдений можно сделать ряд выводов, которые могут оказаться полезными при планировании эксперимента, подборе оборудования, предварительном прогнозировании экспериментальных возможностей, обработке и анализе полученных экспериментальных данных.

1) Указанным выше способом экспериментальные данные возможно разделить на несколько псевдо-независимых частей, содержащих в разной форме одну и ту же информацию об экспериментальных интенсивностях рефлексов дифракционной картины.

2) Из этих частей наиболее информационно значимой является та, которая соответствует наиболее коротким временным интервалам между импульсами ФЭУ. Таких интервалов оказывается больше всего и по ним набирается лучшая статистика.

3) Временное разрешение измерительной аппаратуры в связи с этим одинаково важно для измерения во всём диапазоне интенсивностей ЭДК. Интуитивное представление о том, что чем меньше интенсивность, тем меньше требуемая частота детектирования и, тем самым, меньше требования к скоростным характеристикам сцинтиллятора, ФЭУ и АЦП, оказывается неверным.

4) В случае некорректности данных по коротким интервалам («насыщения» по интенсивности, как, например, это наблюдается в центре приведённой на рисунке ЭДК) недостающую информацию можно восполнить по данным о более длительных интервалах.

5) Следуя пункту 4, можно предположить, что реально в приведённом эксперименте существуют (и содержат более точную информацию) также и более короткие интервалы (2 периода, 1 период и менее), что находится за пределами скоростных характеристик использованного оборудования. Тем не менее, можно обоснованно предположить, что эти утраченные данные также подчиняются обнаруженным закономерностям и их возможно восстановить по имеющимся данным. Тем самым потеря части информации приводит только лишь к уменьшению точности итоговых экспериментальных данных, а не к их принципиальному искажению. Т. е. в целом полученные экспериментальные результаты корректны.

6) Описанные выше эффекты в существенной степени связаны с применённой измерительной аппаратурой в конкретном эксперименте, а не с исследуемым образцом. Они не будут дословно воспроизводиться на ином оборудовании. Тем не менее поиск и выявление аналогичных закономерностей могут быть полезными при планировании эксперимента и обработке данных в общем случае.

Литература:

[1] А.К. Кулыгин, К.В. Кулыгин, А.С. Авилов Кристаллография, 2020. Т. 65. No 2. С. 325.

**СВОЙСТРА ИНТЕРФЕЙСОВ ГЕТЕРОСТРУКТУР
СЕГНЕТОЭЛЕКТРИК/ДИЭЛЕКТРИК****Мамин Р. Ф.**

*Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского
ФИЦ Казанский научный центр РАН, 420029, Казань, Россия
E-mail: mamin@kfti.knc.ru*

Электронный газ высокой подвижности был обнаружен на интерфейсе между LaAlO_3 и SrTiO_3 в 2004 году Охтомо и Хвангом [1]. Впоследствии было найдено, что эта гетероструктура обладает ферромагнитными свойствами [2] и переходит в сверхпроводящее состояние при температурах ниже 300 мК [3].

Мы исследовали гетероструктуры на основе сегнетоэлектрических и диэлектриков оксидов со структурой типа $\text{BaTiO}_3/\text{LaMnO}_3$ и $\text{BaTiO}_3/\text{La}_2\text{CuO}_4$. С помощью расчётов из первых принципов были промоделированы электронные и магнитные свойства этих гетероструктур. Детали метода и результатов моделирования для гетероструктуры $\text{BaTiO}_3/\text{La}_2\text{CuO}_4$ можно найти в работе [4]. Результаты моделирования для гетероструктуры $\text{BaTiO}_3/\text{LaMnO}_3$ представлены в работе [5]. В этих работах показано, что в обеих гетероструктурах $\text{BaTiO}_3/\text{LaMnO}_3$ и $\text{BaTiO}_3/\text{La}_2\text{CuO}_4$ в области интерфейса исчезает запрещенная зона и система переходит в состояние с отличной от нуля плотностью состояний на уровне Ферми. Кроме этого в гетероструктурах $\text{BaTiO}_3/\text{LaMnO}_3$ возникает магнитное упорядочение ферромагнитного типа. Далее были получены образцы гетероструктур $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3/\text{LaMnO}_3$ и $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3/\text{La}_2\text{CuO}_4$ и экспериментально измерены сопротивление образцов четырех контактным методом и их магнитные свойства. Было обнаружено, что в гетероструктуре $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3/\text{LaMnO}_3$ электрическое сопротивление значительно уменьшается с температурой при температурах ниже 160 К. Проведенные оценки и моделирование указывает на металлический характер поведения проводимости интерфейса этой гетероструктуры. На такое поведение сильно влияет приложение внешнего магнитного поля, что указывает на существование магнитного порядка в области интерфейса. При измерении сопротивления интерфейса гетероструктуры $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3/\text{La}_2\text{CuO}_4$ было обнаружено сверхпроводящее поведение с температурой перехода T_c в сверхпроводящее состояние около 30 К. Возникновение сверхпроводящего состояния было подтверждено обнаружением диамагнитных свойств в области температур наблюдения сверхпроводимости.

На образцах гетероструктуры $\text{Ba}_{0.8}\text{Sr}_{0.2}\text{TiO}_3/\text{LaMnO}_3$ было обнаружено изменение проводимости на интерфейсе после приложения неоднородного внешнего электрического поля и освещения к сегнетоэлектрической плёнке. Также обнаружен своеобразный эффект отрицательной фотопроводимости гетероструктуры во время освещения гетероструктуры со стороны сегнетоэлектрической пленки светом различного спектрального состава. Эффект состоит в том, что при освещении сопротивление гетероструктуры вдоль интерфейса увеличивается и величина эффекта зависит от спектрального состава света.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-12-0260).

- [1] A. Ohtomo, H. Ywang, *Nature* 427, 6973 (2004).
- [2] S. Thiel, G. Hammerl, A. Schmehl et al., *Science* 313, 5759 (2006).
- [3] N. Reyren, S. Thiel, A. D. Caviglia, et al., *Science* 317, 1196 (2007).
- [4] V.V. Kabanov, I.I. Piyanzina, D.A. Tayurskii, et al., *PRB* 98, 094522 (2018).
- [5] V.V. Kabanov, I.I. Piyanzina, Yu.V. Lysogorskiy, et al., *Mater. Res. Express* 7, 055020 (2020).

ВЛИЯНИЕ НЕПОЛНОГО И ПОЛНОГО СМАЧИВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ В МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ EZ33A

Страумал А.Б.^{1*}, Мазилкин И.А.¹, Цой К.В.¹, Герштейн Г.И.², Барецки Б.³

¹*ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия*

²*Университет Лейбница, Ганновер, Германия*

³*Технологический Институт в Карлсруэ, Карлсруэ, Германия*

*a.str@issp.ac.ru

EZ33A – это легкий сплав на основе магния с хорошими литейными свойствами, который используется в аэрокосмической и автомобильной промышленности. Он обладает высокой прочностью и высоким сопротивлением ползучести до 250°C. Однако при температуре окружающей среды он имеет плохие механические свойства, особенно низкую пластичность из-за образования хрупких и твердых (200–400 HV) интерметаллидов (Mg₁₂RE) на границах зерен [1].

Под действием интенсивной пластической деформации (ИПД), можно повысить пластичность за счет увеличения количества границ зерен Mg/Mg и расщепления существующих частиц интерметаллидов. Сплав EZ33A в исходной структуре после литья был ранее исследован после ИПД методом кручения под высоким давлением (КВД) [2]. Было показано значительное увеличение пластичности и предела прочности на разрыв.

Еще один способ повысить пластичность – очистить границы зерен от интерметаллической фазы. В предыдущей работе было доказано, что система EZ33A претерпевает фазовый переход смачивания при различных температурах [3, 4]. Смачивание – это поверхностный фазовый переход, который зависит от баланса энергии между границами зерен и межфазными границами. Если удвоенная энергия межфазной границы становится ниже, чем энергия границы зерна, тогда система стремится заменить границу зерна слоем второй фазы и двумя межфазными границами.

В предыдущей работе было обнаружено, что твердая фаза смачивает (обволакивает) границы зерен в диапазоне температур от 100°C до 529°C [4]. Доля полностью замещенных границ зерен увеличивалась с 0% до примерно 75% между 150°C и 200°C.

На основе данных этой работы было проведено новое исследование, чтобы показать возможности увеличения пластичности сплава EZ33A за счет управления структурой смачивания перед КВД. Фактически, подтверждено, что состояние смачивания при 150°C увеличивает пластичность сплава EZ33A перед КВД. При более высоких температурах отжига перед КВД (300°C и 400°C) доля смоченных (замещенных второй фазой) границ зерен намного увеличивается в следствии чего снижается пластичность сплава.

Несмотря на то, что запланированные испытания на растяжение данных состояний сплава были отложены из-за ситуации с Covid19. Влияние смачивающей структуры на механические свойства можно проследить по кривым нагрузки/вращения при КВД. Отличия кривых и микроструктур у разных образцов обсуждаются в настоящей работе.

Работа выполнена при финансовой поддержке фонда G-RISC (грант № F-2019b-13_d).

- [1] M. Avedesian, H. Baker, A.S.M. Int Mater. Park. 15 (1999).
- [2] K. Bryła, J. Morgiel, Materials Letters 212, 323 (2018).
- [3] A. Straumal, K. Tsoy, Arch. Metall. Mater. 64, 869 (2019).
- [4] A. Straumal, I. Mazilkin, Metals, 10, 1127 (2020).

NON-LOCAL HEAT CONDUCTION ACROSS A SOLID-SOLID INTERFACE BETWEEN THERMOSTATED AND NON-THERMOSTATED REGIONS

Sobolev S.L.^{a,c}, Cao B.-Y.^b, Kudinov I.V.^c

^a Institute of Problems of Chemical Physics, Academy of Sciences of Russia, Chernogolovka, Moscow Region, 142432 Russia

^b Key Laboratory for Thermal Science and Power Engineering of Ministry of Education, Department of Engineering Mechanics, Tsinghua University, Beijing 100084, China

^c Samara State Technical University, Samara, 443100 Russia

E-mail: sobolev@icp.ac.ru

Heat transfer mechanism at the nanoscale level has been of significant fundamental interest in the recent decade due to its practical importance for a large number of applications, ranging from thermoelectric devices for energy conversion to heat dissipation in thermal management [1-4]. Classical Fourier law for heat conduction is local in space and is valid on a relatively large scale. However, on the nanoscale level when the characteristic length is of the order of the mean free path (MFP) of energy carriers, the classical continuum theories reach their limits and fail to describe heat transport [2,3]. To overcome the limit, we study the non-local heat transport across a 1D solid-solid interface between thermostated (heat reservoirs) and non-thermostated (nano film) regions using discrete variable model (DVM). The DVM is inherently nonlocal both in time and space, which is particularly important for the performance evaluation of modern thermal nano systems and microdevices usually operating on nano scale and under far from equilibrium conditions. The effective thermal conductivities, the boundary temperature jumps, the steady-state heat flux, and the internal temperature gradient are calculated analytically as functions of the film size and boundary resistances (or Kapitza lengths). As the system size decreases, all these parameters demonstrate the crossover from diffusive to ballistic behavior with flat temperature profile. The predicted effective thermal conductivity and effective extrapolation (Kapitza) length are consistent with molecular dynamic simulations and available experimental data. The results are given in a relatively simple analytical form and can be easily implemented for practical experimental conditions or used as an effective tool for rapid calculations to make more elaborated approaches less computationally expensive.

Acknowledgements. The reported study was funded by RFBR and NSFC according to the research project # 20-58-53017. This work was performed as a part of the State Task, State Registration AAAA-A19-119071190017-7.

- [1] E. Pop, V. Varshney and A. K. Roy, Thermal properties of graphene: Fundamentals and applications, MRS Bulletin 37 (2012) 1273-1281.
- [2] S.L. Sobolev, Discrete space-time model for heat conduction: Application to size dependent thermal conductivity in nano-films, Int. J. Heat Mass Trans. 108 (2017) 933-939, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.12.051>.
- [3] S. Sobolev and I. Kudinov, "Heat conduction across 1D nano film: local thermal conductivity and extrapolation length", International Journal of Thermal Sciences 159 (2021) 106632. <https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2020.106632>.
- [4] H.-L. Li, Y.-C. Hua, B.-Y. Cao, A hybrid phonon Monte Carlo-diffusion method for ballistic-diffusive heat conduction in nano- and micro- structures, Int. J. Heat and Mass Trans. 127 (2018) 1014–1022.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО И ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА НЕЭКВИМОЛЯРНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Co-Cr-Fe-Ni

Осинцев К. А.^{1,2}, Коновалов С. В.^{1,2}, Громов В. Е.¹, Панченко И. А.¹, Чэнь С.¹

¹*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*
gromov@physics.sibsiu.ru

²*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, г. Самара, Россия, ksv@ssau.ru*

Одним из перспективных направлений развития современных материалов является разработка высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), которые, благодаря своему многокомпонентному составу, обладают уникальной микроструктурой и свойствами [1]. Большинство ранее изученных ВЭС были изготовлены методом дугового плавления в вакууме, который имеет недостатки, связанные с высокими экономическими затратами и ограниченной формой изделий. Проволочно-дуговое аддитивное производство позволяет решить указанные проблемы посредством послойного формирования материала заданной формы и размера. В связи с этим, целью данной работы являлось исследование микроструктуры, фазового и элементного состава высокоэнтропийного сплава системы Al-Co-Cr-Fe-Ni, полученного с помощью проволочно-дугового аддитивного производства.

В качестве исходного материала была использована проволока, состоящая из трех жил: чистой алюминиевой проволоки (Al – 99,995 %) с диаметром 0,5 мм, хромо-никелевой проволоки X20H80 (Ni ≈ 80 %, Cr ≈ 20 %), с диаметром 0,4 мм, а также проволоки из прецизионного сплава 29НК (Co ≈ 17 %, Fe ≈ 54 %, Ni ≈ 29 %) с диаметром 0,4 мм. Затем, с помощью проволочно-дуговой послойной наплавки на стальную подложку в среде чистого аргона (Ar – 99,998 %), были получены исследуемые образцы. Скорость подачи проволоки составляла 8 м/мин, значение напряжения, возникающего между электродом и подложкой, было равным 17 В, подложка подогревалась до температуры ≈ 250 °С. Образцы имели размеры 60x140x20 мм.

Рентгенофазовый анализ полученных образцов выявил объемно-центрированную кубическую кристаллическую структуру с параметром элементарной ячейки, $a = 0,2883$ нм, объемом, $V = 23,963$ нм³. Элементный анализ, выполненный с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, показал следующий элементный состав: Al – $35,67 \pm 1,34$ %, Co – $4,99 \pm 0,09$ %, Cr – $8,28 \pm 0,15$ %, Fe – $17,28 \pm 1,83$ %, Ni – $33,79 \pm 0,46$ %. Остальные химические элементы, присутствовавшие в составе исходных проволок, были обнаружены в количестве менее 1 %. Микроструктура поперечного сечения изготовленных образцов имеет выраженную дендритную морфологию. Направления кристаллизации дендритов по краям слоя ориентированы в стороны соседних слоев. Выявленное с помощью картирования распределение элементов в образцах показало, что дендритные зерна состоят в основном из Al и Ni, междендритные области обогащены Fe и Cr, а Co растворен равномерно в кристаллической решетке материала.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00452).

Список литературы

[1] Y. Zhang, T.T. Zuo, Z. Tang, M.C. Gao, K.A. Dahmen, P.K. Liaw, Z.P. Lu, Microstructures and properties of high-entropy alloys, Prog. Mater. Sci. 61 (2014) 1–93.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ НЕЭКВИАТОМНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Co-Cr-Fe-Ni

**Осинцев К. А.^{1,2}, Громов В. Е.¹, Коновалов С. В.^{1,2}, Иванов Ю.Ф.^{1,3},
Панченко И. А.¹, Чэнь С.^{1,2}**

¹*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru*

²*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, г. Самара, Россия, ksv@ssau.ru*

³*Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия, yufi55@mail.ru*

Методом проволоочно-дугового аддитивного производства получен неэквивалентный высокоэнтропийный сплав системы Al-Co-Cr-Fe-Ni. Обработку поверхности сплава осуществляли на установке «СОЛЮ» при следующих параметрах: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов (10, 15, 20, 25, 30) Дж/см², длительность импульса пучка электронов 200 мкс, количество импульсов 3. Облучение осуществляли в вакууме при давлении остаточного газа (аргон) в камере установки 0,02 Па.

Проведено электронно-микроскопическое исследование поверхности высокоэнтропийного сплава (ВЭС) системы Al-Co-Cr-Fe-Ni, полученного с помощью проволоочно-дугового аддитивного производства и облученного импульсным электронным пучком. Показано, что сплав является поликристаллическим агрегатом с размером зерен (4-15) мкм и обладает неэквивалентным составом с повышенным содержанием алюминия и никеля. Установлено, что приграничные объемы сплава (объемы, расположенные вдоль границ зерен) обогащены атомами хрома и железа, объем зерен обогащен атомами никеля и алюминия, кобальт распределен в сплаве квазироднородно.

Электронно-пучковая обработка привела к существенному преобразованию структуры поверхностного слоя материала. Независимо от плотности энергии пучка электронов, поверхность облученного сплава фрагментируется микротрещинами. При этом размеры фрагментов достигают нескольких сотен микрометров, существенно превышая размеры зерен исходного сплава. Увеличение плотности энергии пучка электронов до 30 Дж/см² приводит к формированию поверхностного слоя, зеренная структура которого при сравнительно малых увеличениях не выявляется. Последнее позволяет предположить, что высокоскоростное плавление и последующая высокоскоростная кристаллизация, имеющие место при облучении материала импульсным электронным пучком, приводит к гомогенизации поверхностного слоя образца, т.е. к формированию однородного по элементному составу сплава. Исследование облученного сплава при больших увеличениях позволило выявить формирование в поверхностном слое субмикро- нанокристаллической структуры. Размеры кристаллитов изменяются в пределах от 100 нм до 200 нм. Установлено, что элементный состав поверхностного слоя сплава практически не зависит от плотности энергии пучка электронов и в пределах ошибки измерения повторяет элементный состав исходного материала.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00452).

ФИЗИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ НЕУПРУГОЙ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Слядников Е.Е.

Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Томск
eeslyadnikov@gmail.com

По сравнению с кристаллическими металлами, металлические стекла демонстрируют большую неупругую обратимую деформацию [1]. Механизмом возникновения и релаксации локальных смещений атомов считается термоактивированный перескок атома из одного положения равновесия в другое за счет тепловой флуктуации. Однако, эффект неупругой обратимой деформации экспериментально наблюдается при комнатных и более низких температурах, где энергия тепловой флуктуации атома kT невелика. Поэтому актуальным является установление физического механизма неупругой обратимой деформации металлических стекол в области комнатных температур и ниже.

Предположим, что в аморфном металле некоторые атомы находятся в двухямном потенциале, где возможен эффект туннелирования [2]. Действие на систему внешней механической силы приводит к изменению расстояний между атомами среды (деформации), что в свою очередь изменяет форму двухямного потенциала. Вероятность нахождения атома в яме является периодической функцией времени, осциллирует в пределах от единицы до некоторого минимального значения, которое определяется расстройкой резонанса Δ и величиной произведения матричных элементов потенциала $U_{LR}^L \cdot U_{LR}^R$. Если $\Delta = 0$, то вероятность найти атом в левой яме меняется от единицы до нуля с периодом τ и атом одинаковое время проводит в обеих ямах. Если $\Delta^2 \gg 4U_{LR}^L \cdot U_{LR}^R$, то атом практически все время находится в левой потенциальной яме. Когда внешняя механическая сила равна нулю, реализуется случай $\Delta < 0$, $\Delta^2 \gg 4U_{LR}^L \cdot U_{LR}^R$ и атом находится только в левой яме. При критическом значении деформации достигается случай $\Delta = 0$ и атом туннелирует в правую яму. Дальнейшее увеличение деформации приводит к случаю $\Delta > 0$, $\Delta^2 \gg 4U_{LR}^L \cdot U_{LR}^R$ и атом находится только в правой яме. Снятие механической нагрузки приводит к обратному изменению формы двухямного потенциала, в результате чего по механизму туннелирования атом возвращается в левую яму. Так протекает неупругая обратимая деформация в металлических стеклах при $T = 0$.

При конечной температуре кинетика перескока определяется соотношением периода квантовых осцилляций и времени релаксации к равновесию. При понижении температуры скорость релаксации уменьшается по закону Аррениуса. Скорость туннельного перехода становится больше, и процесс перехода становится когерентным. При повышении температуры скорость релаксации быстро возрастает, и процесс перехода становится термофлуктуационным. Меняя температуру, можно менять кинетику процесса неупругой обратимой деформации металлического стекла от квантовой до классической.

[1] Глезер А.М., Шурыгина Н.А. Аморфно-нанокристаллические сплавы. / М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. – 452 с.

[2] Слядников Е.Е. Предпереходное состояние и структурный переход в деформированном кристалле // ФТТ, 2004, Т.46, В.6, С.1065-1071.

MULTI-SCALE X-RAY COMPUTED TOMOGRAPHY TO STUDY THE MORPHOLOGY OF HIERARCHICALLY STRUCTURED ELECTROCATALYTIC SYSTEMS FOR FAST WATER DISSOCIATION

Ehrenfried Zschech^{1,2}, Emre Topal^{1,2}, Kristina Kutukova¹, Jürgen Gluch¹, Markus Löffler², Stephan Werner³, Peter Guttman³, Gerd Schneider³, Zhongquan Liao¹, Jian Zhang⁴, Xinliang Feng⁴

¹ *Fraunhofer Institute for Ceramic Technologies and Systems, Dresden, Germany*

² *Technische Universität Dresden, Dresden Center for Nanoanalysis, Dresden, Germany*

³ *Helmholtz-Zentrum Berlin, Berlin, Germany*

⁴ *Technische Universität Dresden, Faculty of Chemistry and Food Chemistry, Germany*

Highly performant and durable systems for electrochemical energy storage and conversion require design and synthesis of materials with optimized hierarchical 3D morphology and surface structures with high activity. In addition to the intrinsic properties of the constituent components that determine chemical activity and conductivity, the material's 3D morphology is crucial to prevent agglomeration of particles and to promote mass transfer (i.e., reactant diffusion and product release) [1]. Design and synthesis of robust 3D structures, e.g. electrocatalysts, with an optimized hierarchical morphology are of particular interest for the up-scaling of processes and for the development of technologies to fabricate advanced energy conversion devices, and therefore, they will play an increasing role in the future.

Multi-scale XCT is unique for imaging of hierarchical structures since it provides 3D information nondestructively at several length scales, with a reasonable compromise between sample volume considered and spatial resolution. Micro and nano X-ray computed tomography (XCT), both in the laboratory and at the synchrotron, were used to image the 3D morphology of a novel transition-metal-based materials system for fast water dissociation: MoNi₄ electrocatalysts anchored on MoO₂ cuboids aligned on Ni foam (MoNi₄/MoO₂@Ni) [2]. Mo-Ni-based alloy (Mo_xNi_y) electrocatalysts provide a high electrocatalytic efficiency for the hydrogen evolution reaction (HER). Micro-XCT images clearly resolve the Ni foam and the attached needle-like MoO₂ micro cuboids. Laboratory nano-XCT shows that the MoO₂ micro cuboids with a rectangular cross-section of 0.5 x 1 μm² and a lengths of 10 to 20 μm are vertically arranged on the Ni foam. MoNi₄ nanoparticles with a size of 20 to 100 nm, positioned on single MoO₂ cuboids, were imaged using synchrotron radiation nano-XCT (Fig. 1). The resulting data sets were analyzed in the sense of correlative microscopy applying advanced data analysis using AI algorithms [1].

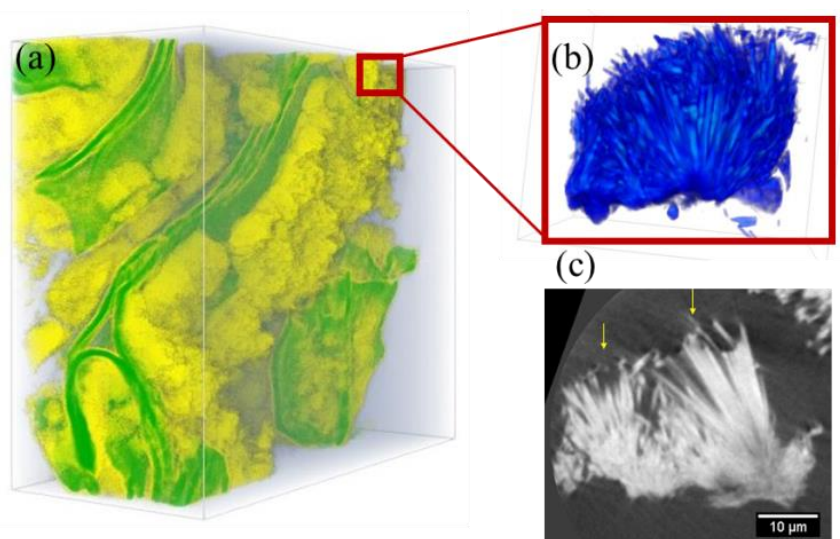


Figure 1. Multi-scale 3D X-ray microscopy investigation of efficient hydrogen production on MoNi₄ electrocatalysts with fast water dissociation kinetics: a) Micro-XCT of MoNi₄/MoO₂/Ni foam; b) Nano-XCT (standard

resolution imaging mode) of MoNi₄ and c) 2D cross section with different bundles of needles are visible (yellow marks) [1].

The high accuracy of 3D morphological data of the formed micro- and nanostructures can only be ensured by applying AI algorithms for the correction of imaging artefacts of high-resolution XCT such as beam hardening (in case of polychromatic radiation in micro-XCT) and for the compensation of experimental inaccuracies such as misalignment and drift of samples and tool components [3]. The application of a deep convolutional neural network (CNN) significantly improved the reconstruction quality of the acquired data [1]. Future developments are needed to reduce the data acquisition time and the radiation dose, in particular for nano-XCT. As an answer to these needs, Bulatov et al. recently published a monitored reconstruction process, which allows to consider tomographic reconstruction as an anytime algorithm [4].

- [1] E. Topal, Z. Liao, M. Loeffler, J. Gluch, J. Zhang, X. Feng, E. Zschech, “Multi-scale X-ray Tomography and Machine Learning Algorithms to Study MoNi₄ Electrocatalysts Anchored on MoO₂ Cuboids Aligned on Ni Foam”, BMC Materials 2, 5 (2020)
- [2] J. Zhang, T. Wang, P. Liu, Z. Liao, S. Liu, X. Zhuang, M. Chen, E. Zschech, X. Feng, „Efficient Hydrogen Production on MoNi₄ Electrocatalysts with Fast Water Dissociation Kinetics“, Nature Comm. 8, 15437 (2017)
- [3] E. Topal, M. Loeffler, E. Zschech, „Deep Learning-based Inaccuracy Compensation in Reconstruction of High Resolution XCT Data“, Scientific Reports 10, 7682 (2020)
- [4] K. Bulatov, M. Chukalina, A. Buzmakov, D. Nikolaev, V. V. Arlazarov, “Monitored Reconstruction: Computed Tomography as an Anytime Algorithm”, IEEE Access 8, 1 (2020)

HIGH-RESOLUTION 3D IMAGING OF CRACK PROPAGATION IN ADVANCED MATERIALS USING LABORATORY X-RAY MICROSCOPY

Kristina Kutukova, Jürgen Gluch, André Clausner, Ehrenfried Zschech
Fraunhofer Institute for Ceramic Technologies and Systems, Dresden, Germany

The combination of high-resolution X-ray imaging with in-situ mechanical testing, particularly the application of specially designed test setups in a transmission X-ray microscope, allows the study of the fracture behaviour in heterogeneous materials, composites and micropatterned systems. Mechanical stages were designed and integrated into a laboratory nano X-ray computed tomography (nano-XCT) system to visualize the micro-crack evolution in materials and in microchips with a spatial resolution of about 100 nm. 3D image sequences were acquired to visualize crack initiation and propagation in the studied objects applying a modular loading stage - a micro-mechanical test rig (MMR) [1] - and a miniaturized micro double-cantilever beam test (micro-DCB) [2]. These in-situ setups are applicable across a range of disciplines, including materials science (e.g. composites, batteries), microelectronics (e.g. interconnect stacks), and life sciences (e.g. tissue, bones). The knowledge of failure mechanisms and of kinetic processes that cause degradation will improve and speed up the development and application of new materials.

The MMR setup with a diamond Berkovich microindenter is installed in an X-ray microscope and used to initiate cracks in carbon fiber reinforced aluminum matrix (CFR-Al) composite materials (see Fig. 1 a,b), and the evolution of the cracks is imaged using X-ray computed tomography. This knowledge is important since the 3D images provide information about weak interfaces in the composite material and in manufactured part [3].

The micro-DCB setup allows to guide microcracks to mechanically weak regions of a layer stack to achieve stable crack propagation in a controlled way. During the in-situ micro-DCB experiment, the load is applied perpendicular to the optical axis of the X-ray microscope. A force sensor allows to determine the mechanical load at certain stages of crack propagation. The evolution of the micro-cracks is visualized with sub-100nm resolution and in 3D using nano-XCT [2]. The local energy release rate is determined quantitatively for on-chip interconnect stacks of microchips manufactured in leading-edge CMOS technology nodes. These layer stacks exist of copper interconnects and insulating organosilicate glass, a thin film material with low Young's modulus and low fracture toughness. The in-situ micro-DCB study allows to image delamination and cracks and to identify the weakest layers and interfaces in the interconnect stack. The quantitative determination of the energy release rate allows to judge the robustness of the interconnect stack against process-induced thermomechanical stress and the effectiveness of so-called guard-ring structures (see Fig. 1 c,d) [4]. These data provide important input for the guard-ring design and for the selection of materials, particularly the insulating dielectrics.

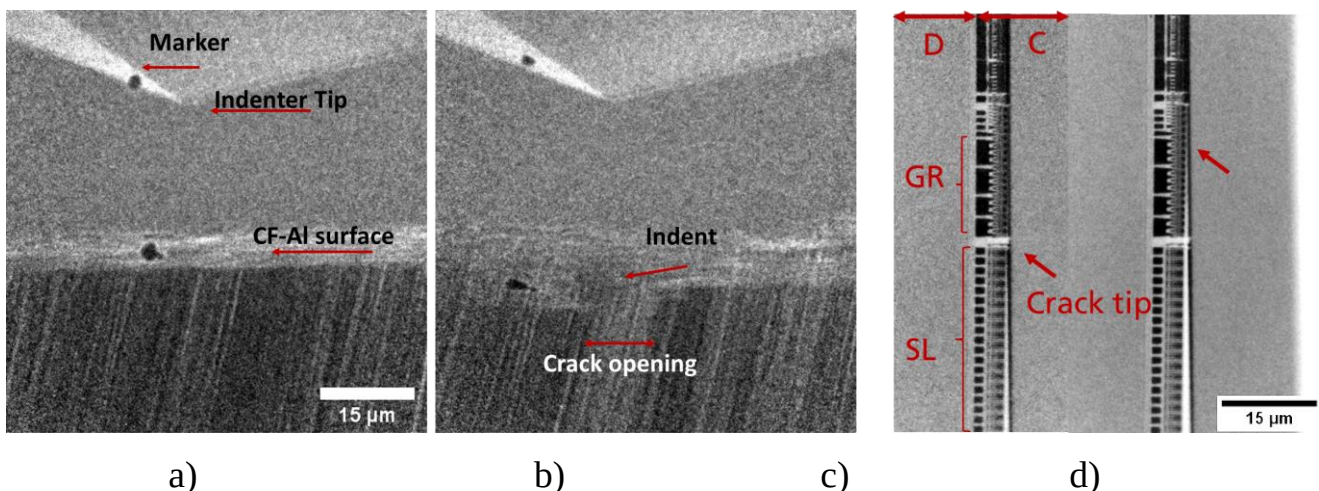


Figure 1. Series of radiographs of in-situ mechanical loading: Microindenter and CFR-Al composite before (a) and after indentation (b); Sandwich sample with microchip (D – dummy, C- chip, GR- guard ring, SL- scribe line) during micro-DCB experiment [3,4].

Laboratory X-ray microscopy using photon energies > 10 keV will allow to study larger objects and to include larger mechanical test set-ups into the microscope. This development is expected to provide an essential progress for in-situ experiments generally but for mechanical tests in particular. Such experiments will contribute to the further understanding of fracture mechanics in advanced materials, e.g. composites, and micropatterned systems such as microchips.

- [1] K. Kutukova, Master thesis “Combination of X-ray tomography and in-situ micro mechanical testing of composites”, Tomsk Polytechnic University and Dresden International University (2015)
- [2] K. Kutukova, S. Niese, J. Gelb, R. Dauskardt, E. Zschech, „A Novel Micro-Double Cantilever Beam (micro-DCB) Test in an X-ray Microscope to Study Crack Propagation in Materials and Structures“, Mater. Today Comm. 16, 293 - 299 (2018)
- [3] E. Zschech, M. Loeffler, P. Krueger, J. Gluch, K. Kutukova, I. Zglobicka, J. Silomon, R. Rosenkranz, Y. Standke, E. Topal, „Laboratory Computed X-ray Tomography – A Nondestructive Technique for 3D Microstructure Analysis of Materials“, Pract. Metallogr. 55, 539–555 (2018)
- [4] K. Kutukova, S. Niese, C. Sander, Y. Standke, J. Gluch, M. Gall, E. Zschech, „A Laboratory X-ray Microscopy Study of Cracks in on-chip Interconnect Stacks of Integrated Circuits“, Appl. Phys. Lett. 113, 091901 (2018)

РЕАЛИЗАЦИЯ РЕАКЦИЙ ХОЛОДНОГО ЯДЕРНОГО СИНТЕЗА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПЛОСКИХ РЕНТГЕНОВСКИХ ВОЛНОВОДОВ-РЕЗОНАТОРОВ

Егоров В. К., Егоров Е. В.
ИПТМ РАН, Черногловка, Россия
egorov@iptm.ru

Основной проблемой в реализации реакций ядерного синтеза является преодоление кулоновского отталкивания одноименно заряженных ядер. В соответствии с термоядерной концепцией преодоление кулоновского барьера осуществляется за счет придания ионам кинетической энергии, превышающей этот барьер [1]. В выполненных к настоящему времени работах по холодному ядерному синтезу фактически осуществлялся поиск возможностей подбарьерного протекания ядерных реакций за счет эффекта тунелирования ионов [2]. Они показали реальность существования явления холодного ядерного синтеза, хотя величина экспериментально регистрируемого эффекта оказывалась в сотни тысяч раз меньше расчетной. Вероятно, парадигма подбарьерного протекания реакции не позволяет ожидать более высоких значений эффекта. В то же время, имеется другой более эффективный подход к реализации реакций холодного ядерного синтеза, позволяющий обойти явление электростатического отталкивания на базе следствий явления волноводно-резонансного распространения радиационных потоков [3] и принципа корпускулярно-волнового дуализма. Явление волноводно-резонансного распространения радиационных потоков реализуется, когда эти потоки возбуждают однородное интерференционное поле стоячей радиационной волны. Квазимонохроматические потоки рентгеновского и нейтронного излучения реализуют это явление, когда ширина плоского протяженного щелевого зазора становится меньше половины длины когерентности транспортируемого излучения. Следствие этого явления показывает, что независимые радиационные потоки в определенных условиях могут взаимодействовать в результате взаимного влияния возбужденных ими однородных интерференционных полей стоячих волн. Такие поля вследствие корпускулярно-волнового дуализма могут возбуждаться не только потоками фотонов, но и атомными и молекулярными пучками водорода, дейтерия и др. В этом случае задача реализации реакций ядерного синтеза будет сводиться не к преодолению кулоновского барьера, а поиску условий взаимодействия однородных интерференционных полей радиационных потоков. Таким образом, нанотехнологический подход дает основания для успешного решения одной из фундаментальных задач ядерной физики: практического использования ядерной энергии путем эффективной реализации реакций холодного ядерного синтеза.

- [1] K. Miyamoto. Fundaments of plasma physics and controlled fusion. Tokyo: Tokyo Univ. Press. 2001. 415 p.
- [2] E. Storm. The experimentation of low energy nuclear reactions. Concord: IE Press. 2014. 397 p.
- [3] V.K. Egorov, E.V. Egorov. J. of Physics: Conf. Series. 1370 (2019). 012021.

ВЛИЯНИЕ СВЕРХПРОВОДИМОСТИ НА НАМАГНИЧЕННОСТЬ В МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ Nb/Gd

**Кравцов Е.А.^{1,2}, Проглядо В.В.¹, Устинов В.В.¹, Аксенов В.Л.³,
Жакетов В.Д.³, Никитенко Ю.В.³, Васенко А.С.⁴, Голубов А.А.⁵, Куприянов М.Ю.⁶,
Khaydukov Yu.^{6,7}**

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

³Объединенный институт ядерной физики, Дубна, Россия

⁴Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», Москва, Россия

⁵Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

⁶НИИ имени Д.В.Скобелева МГУ, Москва, Россия

⁷Max-Planck-Institut für Festkörperforschung, Stuttgart, Germany

Проблема сосуществования ферромагнетизма и сверхпроводимости в многослойных наноструктурах, образованных чередующимися слоями ферромагнитного и сверхпроводящего металлов, привлекает внимание исследователей долгие годы. Установлено, что в таких наноструктурах влияние ферромагнетизма проявляется в эффектах близости, например, наблюдается осциллирующая зависимость температуры сверхпроводящего перехода от толщины слоя ферромагнетика, обусловленная формированием синглетных и триплетных состояний в наноструктуре, подавление сверхпроводимости в случае достаточно тонких сверхпроводящих слоев и др. Была предсказана также возможность проявления обратных эффектов близости, связанных с влиянием сверхпроводимости на магнетизм. Нами было исследовано влияние сверхпроводимости на намагниченность в сверхрешетках, образованных чередующимися наноразмерными слоями сверхпроводящего Nb и ферромагнитного Gd. Комбинированным применением низкотемпературной магнитометрии и рефлектометрии поляризованных нейтронов установлено, что зависимость температуры сверхпроводящего перехода от толщины слоев Gd носит осциллирующий характер, причем амплитуда осцилляций уменьшается с ростом толщины слоев Gd. Влияние сверхпроводимости проявляется в том, что при переходе системы в сверхпроводящее состояние наблюдается уменьшение магнитных моментов в слоях Gd, вызванное экранировкой магнитного поля в сверхрешетке Nb/Gd.

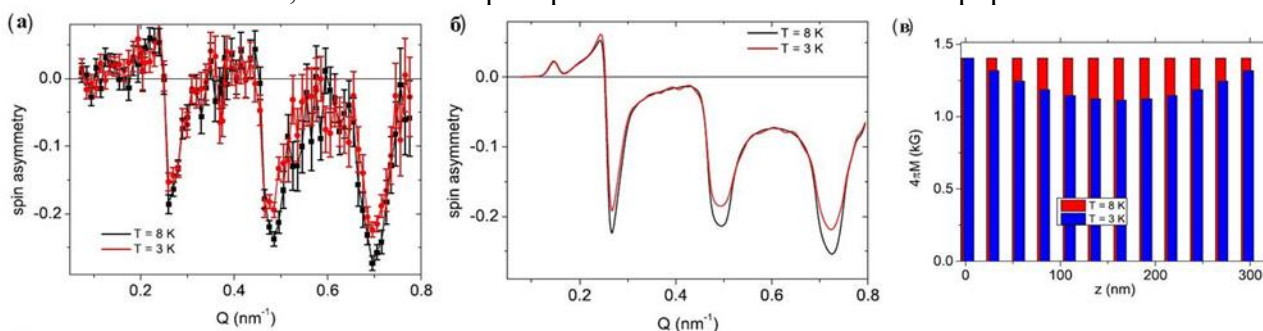


Рис. 1 (а) Спиновая асимметрия отражения поляризованных нейтронов от сверхрешетки [Nb(25 нм)/Gd(2 нм)]₁₂ выше и ниже температуры сверхпроводящего перехода, (б) модельные кривые и (в) соответствующее им распределение магнитных моментов в сверхрешетке.

Результаты получены при частичной поддержке РФФИ (проект № 19-02-00674).

- [1] Yu. N. Khaydukov, E. A. Kravtsov, V. D. Zhaketov, et al Phys. Rev. B. 99, 140503 (R) (2019).
 [2] Yu. N. Khaydukov, A. S. Vasenko, E. A. Kravtsov, et al. Phys. Rev. B. 97, 144511 (2018).
 [3] Y. Khaydukov, E. Kravtsov, R. Morari, et al. J. Phys: Conf. Series. 1389, 12060 (2019).

КОРРЕЛЯЦИЯ МЕЖДУ ПЛОТНОСТЬЮ ФОТОННЫХ СОСТОЯНИЙ И СПЕКТРАЛЬНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФОТОННЫХ КРИСТАЛЛОВ

Долганов П. В.¹, Бакланова К. Д.^{1,2}

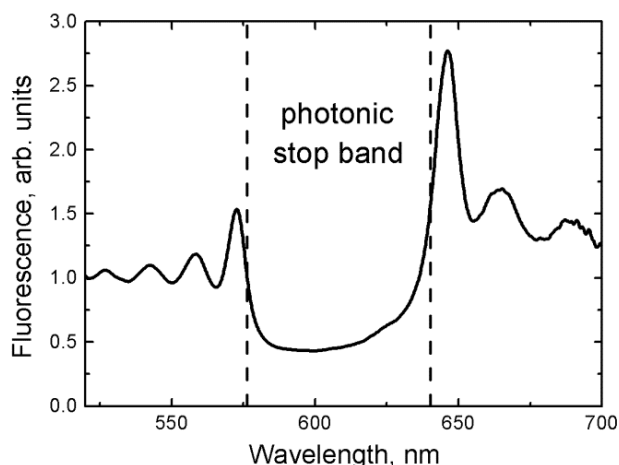
¹Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия

²Национальный исследовательский университет Высшая школа экономики,

Москва, Россия

pauldol@issp.ac.ru

В докладе представлены результаты комплексных оптических исследований жидkokристаллических фотонных кристаллов, включающие спектры пропускания, отражения, люминесценции, вращения плоскости поляризации света, спектральной зависимости эллиптичности прошедшего через фотонный кристалл света. На рисунке приведен спектр люминесценции в области квазизапрещенной фотонной зоны. Пунктирные линии – границы запрещенной фотонной зоны. Вдали от зоны для образцов конечной толщины наблюдаются маятниковые осцилляции. Узкие интенсивные максимумы вблизи границ зоны связаны с выталкиванием фотонных состояний из зоны. Относительная интенсивность максимумов определяется величиной параметра ориентационного порядка фотонного кристалла. Рассчитана спектральная зависимость вероятности оптических переходов. Внутри зоны интенсивность люминесценции меньше, чем в образце без фотонной структуры.



Спектр люминесценции жидkokристаллического фотонного кристалла в области фотонной запрещенной зоны. Толщина фотонного кристалла 5 мкм.

Из экспериментальных данных по люминесценции, оптической активности определена плотность фотонных состояний. Обсуждается применимость различных методов определения плотности фотонных состояний. Найдены корреляции между особенностями спектров и особенностями плотности фотонных состояний.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН.

Литература

- [1] P.V. Dolganov, G.S. Ksyonz, V.E. Dmitrienko, and V.K. Dolganov, Phys. Rev. E 87, 032506 (2013).
- [2] P.V. Dolganov, Phys. Rev. E 91, 042509 (2015).
- [3] P.V. Dolganov, K.D. Baklanova, and V.K. Dolganov, Liq. Cryst. 47(2), 231-237 (2020).
- [4] П.В. Долганов, К.Д. Бакланова, В.К. Долганов, ЖЭТФ 157(5), 936-943 (2020).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ ПРОВОДНИКОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ МАЛОГАБАРИТНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ПРОВОДОВ

**Нохрин А. В., Шадрина Я. С., Бобров А. А., Чувильдеев В. Н., Копылов В. И.,
Берендеев Н. Н., Нагичева Г. С.**

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет
им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия
nokhrin@nifti.unn.ru*

Целью работы является изучение поведения структуры, механических свойств и удельного электросопротивления (УЭС) новых алюминиевых сплавов, которые могут быть использованы для изготовления малогабаритных композитных проводов бортовой сети современных авиационных систем различного типа. Новые сплавы должны заменить промышленный высоколегированный сплав 01417, который не отвечает современным требованиям по сверхдлительной термостойкости.

В качестве объектов исследования выступали три группы материалов: (Группа I) алюминиевые сплавы Al-0.5Mg-Sc с различным содержанием скандия (0.2, 0.3, 0.4, 0.5); (Группа II) сплавы Al-0.6Mg-Zr-Sc с соотношением циркония и скандия $Zr:Sc = 1.5$; (Группа III) а также новые безмагниевого алюминиевые сплавы с различным содержанием редкоземельных (РЗЭ) и переходных металлов (ПМ) - циркония, скандия, гафния и иттербия.

Образцы сплавов размером $22 \times 22 \times 200$ мм получали с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200. Литая структура проковывалась с использованием технологии ротационнойковки. Микроструктурная (МК) структура в алюминиевых сплавах формировалась методом равноканального углового прессования (РКУП). Изготовление малогабаритных проводниковых образцов диаметром 0.3 мм проводили методом холодного волочения и раскатки, в том числе – в медной оболочке.

Обобщение результатов исследований структуры показывает, что при литье большинства сплавов происходит частичный распада твердого раствора еще на стадии кристаллизации. Это приводит к снижению величины УЭС сплава, которая в большинстве случаев оказывается ниже теоретической величины УЭС (ρ_{th}), рассчитанной с использованием правила аддитивности. В структуре сплавов при этом наблюдаются субмикронные частицы, состав которых зависит от концентрации легирующих элементов и режимов литья. Установлено, что РКУП приводит к формированию однородной МК структуры с размером зерна 0.5-1 мкм.

Испытания на растяжение показывают, что МК проволока из сплавов Групп I и II в исходном состоянии при комнатной температуре имеет высокие механические свойства (предел прочности более 500 МПа, твердость более 1000 МПа), но низкую пластичность (удлинение до разрушения составляет 1.2-1.5%). Длительный отжиг при температуре 400 °С в течение 100 ч приводит к снижению прочности до 165-175 МПа, твердости до 405-440 МПа и повышению пластичности до 12%. Показано, что в сплавах выполняется соотношение Холла-Петча.

Проведенные исследования показали, что распад твердого раствора в скандий-содержащих алюминиевых сплавах Группы III начинается при более низких температуре (275 °С), чем в сплавах с повышенным содержанием циркония, для которых заметное повышение УЭС наблюдается после нагрева до температуры 320 °С. Наиболее существенные изменения УЭС наблюдаются при отжиге скандий-содержащих сплавов: Al-0.3Zr-0.1Sc, Al-0.2Zr-0.1Sc-0.1Yb, Al-0.2Zr-0.1Sc-0.1Hf и Al-0.1Zr-0.1Sc-0.1Hf-0.1Yb. Сопоставимый масштаб изменения УЭС на данной стадии для всех четырех сплавов с добавкой 0.1%Sc позволяет сделать предположение, что в процессе отжига при 320 °С происходит выделение частиц Al_3Sc . В пользу данного предположения свидетельствует тот факт, что в этих сплавах после нагрева до температур более 450 °С наблюдается повышение УЭС, связанное с растворением ранее выпавших частиц Al_3Sc . Анализ проведенных исследований показал, что в рассматриваемых

сплавах наблюдается раздельное выделение частиц Al_3Sc и $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{PЗЭ}, \text{ПМ})$. С использованием уравнения Джонсона – Мела – Аврами – Колмогорова, на основании анализа зависимостей УЭС от времени и температуры отжига, определены механизмы распада твердого раствора. Определены оптимальные режимы отжига, обеспечивающие в исследуемых алюминиевых сплавах одновременно повышенную электропроводность и твердость.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №20-19-00672. Авторы благодарят В.В. Захарова (АО «ВИЛС») за рекомендации к выбору составов и режимов литья сплавов.

МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ СВЯЗЬ В FeCr_2O_4 И DyCrO_4

Еремин М. В., Васин К. В.

*Институт физики, Казанский (Приволжский) федеральный университет, г. Казань, Россия,
meremin@kpfu.ru*

Проблема выяснения микроскопических механизмов магнитоэлектрической связи неизменно подчеркивается в обзорах последних лет по магнитоэлектрическим материалам и мультиферроикам [1-3]. Особенно остро она ставилась в работе [4], где приведен критический обзор предложенных механизмов магнитоэлектрической связи в ряде соединений и, в частности, в LiCu_2O_2 . В дополнение к обсуждающимся в [1-3], нами проанализированы, применительно к соединениям типа FeCr_2O_4 и DyCrO_4 , механизмы, обусловленные комбинированным действием нечетного кристаллического поля, спин-орбитального и обменного взаимодействий, а также внешнего магнитного поля. Соединения типа FeCr_2O_4 являются ферромагнетиками и поэтому интересны для практических приложений. Они уже намагничены в отсутствие внешнего магнитного поля. В FeCr_2O_4 спонтанная электрическая поляризация возникает при $T \approx 100\text{K}$ и увеличивается до $35\mu\text{C}/\text{m}^2$ [5]. Нами она описывается, главным образом, двумя механизмами.

Первый можно квалифицировать как одноионный. Он может реализоваться и в соединениях с коллинеарной спиновой структурой. Связь спинов ионов железа с электрическим полем описывается формулой

$$H_{SE} = \frac{\lambda^2}{\Delta^2} \frac{4}{3} \sqrt{\frac{7}{2}} d^{(12)3} E_z (S_x S_y + S_y S_x), \quad (1)$$

где λ – параметр спин-орбитальной связи, Δ – энергетический интервал между ^5E и ^5T мультиплетам иона железа, $d^{(12)3}$ – параметр, характеризующий связь орбитальных степеней

свободы иона железа с электрическим полем, которая усилена нечетным кристаллическим полем от ближайших ионов кислорода, находящихся в вершинах тетраэдра. Второй, по аналогии с названием механизма магнитной анизотропии, можно назвать двухионным. Формула связи спинов $\text{Fe}(S=2)$ и $\text{Cr}(S=3/2)$, как и в (1) получается в третьем порядке теории возмущения, когда одновременно учитываются, взаимодействие орбитальных моментов с электрическим полем, спин-орбитальное и суперобменное взаимодействие спинов железа со спинами хрома. Этот механизм работает только при неколлинеарном упорядочении спинов. Как и в обратном механизме Дзялошинского–Мория, связь спинов с электрическим полем пропорциональна векторному произведению спинов хрома и железа, однако, коэффициент пропорциональности значительно больше, что объясняет сравнительно большую электрическую поляризацию в FeCr_2O_4 .

Аномально большой линейный магнитоэлектрический эффект в DyCrO_4 , обнаруженный недавно в работе [6], связывается с комбинированным действием электрических и магнитных полей на спины ионов $\text{Cr}^{5+}(S=1/2)$ [7]. Важная особенность этого соединения в том, что индукция магнитного поля, действующая на спины хрома, существенно усилена ионами Dy^{3+} . Основному состоянию ионов Dy^{3+} соответствует гиромангнитное отношение $g \approx 9$. Эти ионы, главным образом, определяют магнитную восприимчивость, усиливающую индукцию магнитного поля.

Работа выполнена при поддержке РНФ, грант №. 19-12-00244.

- [1] А. П. Пятаков, А. К. Звездин, УФН, 182, 593, (2012).
- [2] Y. Tokura, S. Seki, and N. Nagaosa, Rep. Prog. Phys. 77, 076501 (2014).
- [3] D. Shuai, L. Jun-Ming, C. Sang-Wook, and R. Zhifeng, Adv. Phys. 64, 519 (2015).
- [4] A. S. Moskvina, and S.-L. Drechsler, Eur. Phys. J. B 71, 331–338 (2009).
- [5] K. Singh, A. Maignan, Ch. Simon, Ch. Martin, Appl. Phys. Lett. 99, 172903 (2011).
- [6] S. Xudong, Z. Long, C. Yisheng, W. Yan, L. Zhehong, Y. Yunyu, C. Huibo, C. Dela Cruz, S. Young, J. Changqing, A. Munoz, J. A. Alonso, and Y. Long, NPG Asia Mater. 11, 50 (2019).
- [7] M.V. Eremin, Phys. Rev. B 102, 104107 (2020).

НОВЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ ТЕРАГЕРЦОВОЙ ОПТИКИ НА ОСНОВЕ ИСКУССТВЕННОГО ОПАЛА

Улитко В.Э., Зотов А.К., Масалов В.М., Емельченко Г.А., Курлов В.Н.,
Катыба Г.М., Зайцев К.И.

ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия
ulitko.vl@gmail.com

Несмотря на значительный интерес к созданию элементной базы и методов ТГц оптики, существующие разработки (включая оригинальные ТГц системы для спектроскопии и визуализации) до сих пор остаются инструментами лабораторных исследований. Выбор материала (в основном это полимерные и кристаллические среды) для оптических элементов ТГц диапазона сильно ограничен требованиями низкой дисперсии групповых скоростей и низкого поглощения электромагнитных волн.

В качестве нового материала ТГц оптики предлагаются искусственные опалы с управляемой пористостью и управляемыми (наперед заданными) оптическими свойствами в ТГц диапазоне, основанные на нанопористых глобулах SiO_2 диаметром 300 нм, которые изготавливаются путем осаждения коллоидной суспензии с последующим отжигом при температурах 200–1500°C. Исследования опаловых матриц с помощью ТГц импульсной спектроскопии выявили сильную зависимость их пористости и связанных с ними эффективных оптических свойств ТГц диапазона от условий отжига. В частности, показатели преломления пористого материала и коэффициенты поглощения (по полю) на частоте 1,0 ТГц изменяются от 1,65 до 1,95 и от 15 до 1 см^{-1} , соответственно, в зависимости от температуры отжига.

Из разработанного материала были изготовлены плоско-выпуклые цилиндрические линзы (Рис. 1), которые прошли успешные испытания на установке ТГц имиджинга. Параллельно проводилось моделирование преобразования ТГц пучка ТГц линзами с помощью FDTD метода. Полученные экспериментально данные показали хорошее соответствие с теорией.



Рис.1. Плоско-выпуклая цилиндрическая ТГц линза, изготовленная из опаловой матрицы, отожженной при 1000°C. Радиус скругления - 30 мм, толщина по оси - 6 мм, длина и ширина - 18 и 10 мм, соответственно.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ Проект # 19-12-00402.

Список использованных источников:

- [1] V. Ulitko, A. Zotov, A. Gavdush, G. Katyba, G. Komandin, I. Spektor, I. Shmytko, G. Emelchenko, I. Dolganova, M. Skorobogatiy, V. Kurlov, V. Masalov, and K. Zaytsev. Nanoporous SiO_2 based on annealed artificial opals as a favorable material platform of terahertz optics // Optical Materials Express. - 2020. - v.10 - №9 - pp. 2100-2113.
- [2] V. Ulitko, A. Zotov, A. Gavdush, G. Katyba, G. Komandin, I. Spektor, V. Kurlov, V. Masalov, and K. Zaytsev. Novel promising terahertz optical material based on nanoporous SiO_2 // Proceedings of SPIE. – 2020. – v. 11499. - № 1149915.

MAGNETIC STRUCTURES OF THE $\text{LiNi}_{0.9}\text{Co}_{0.1}\text{PO}_4$ CRYSTALSSemkin M. A.^{1,2}, Urusova N. V.^{2,3}, Pirogov A. N.^{1,2}¹*M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russian Federation, semkin@imp.uran.ru*²*Institute of Natural Sciences and Mathematics, Ural Federal University, Ekaterinburg, Russian Federation*³*Institute of Solid State Chemistry, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russian Federation*

An incommensurate (IC) – commensurate (C) antiferromagnetic (AFM) phase transition has been found in the LiNiPO_4 crystal. The IC phase occurs over a narrow range of intermediate temperatures (20.8–21.8) K between the C magnetic structure and a paramagnetic phase [1]. In LiCoPO_4 the transition from AFM structure to the paramagnetic state occurs without the IC phase [2]. The aim of our work is to study the effect of particular replacement of nickel ions by cobalt ions on the magnetic ordering in the $\text{LiNi}_{0.9}\text{Co}_{0.1}\text{PO}_4$ solid solution and single crystal states.

We present magnetic properties of $\text{LiNi}_{0.9}\text{Co}_{0.1}\text{PO}_4$ solid solution obtained by the glycerol-nitrate synthesis method and single crystal has been synthesized by a conventional solution growth in a LiCl flux. The samples have been studied by X-ray diffraction, MPMS and PPMS measurements, as well as the neutron scattering, in details.

The magnetic phase transition temperatures were determined from an analysis features on the dependence of the first derivative of magnetization vs. temperature – $dM/dT(T)$. Fig. 1 shows the $dM/dT(T)$ of the $\text{LiNi}_{0.9}\text{Co}_{0.1}\text{PO}_4$ solid solution. For $\text{LiNi}_{0.9}\text{Co}_{0.1}\text{PO}_4$ single crystal were detected the same behavior of the $dM/dT(T)$. For both samples the temperatures of C–IC antiferromagnetic phase transitions (T_{C-IC}) and Néel points (T_N) are distinctly observed. Here, the T_{max} is the temperature, at which the magnetization reaches maximum.

All the T_{C-IC} , T_N , and T_{max} temperatures decrease with increasing the cobalt concentration from 0 to 10 %. Such the behavior of the magnetic phase transition temperatures is explained by a magnetic ordering competition. In the LiNiPO_4 and LiCoPO_4 oxides the spins are oriented along the *c*- and *b*-axis, respectively. The partial doping of $\text{LiNi}_{0.9}\text{Co}_{0.1}\text{PO}_4$ by cobalt ions leads to a narrowing of the temperature interval where the IC phase is established. The difference between temperatures T_N and T_{max} originates probably due to a disappearance of both long-range magnetic order above T_N and the short-range magnetic order above T_{max} .

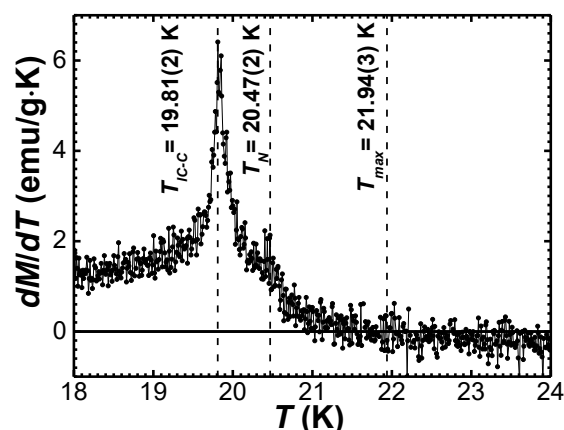


Fig. 1. The $dM/dT(T)$ of the $\text{LiNi}_{0.9}\text{Co}_{0.1}\text{PO}_4$ solid solution.

The reported study was funded by RFBR (project No. 19-32-60011) and supported in part by the state assignment of Minobrnauki of Russia (theme “Flux” No. AAAA-A18-118020190112-8).

- [1] R. Toft-Petersen, J. Jensen, et al., Phys. Rev. B. 84 (2011) 054408-10.
- [2] E. Fogh, R. Toft-Petersen, and et.al, Phys. Rev. B 96 (2017) 104420-10.

ОПТИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ КРИОАБЛЯЦИИ БИОТКАНЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ САПФИРОВЫХ КРИОАППЛИКАТОРОВ

Зотов А.К.^{1*}, Долганова И.Н.^{1,2}, Зайцев К.И.^{2,3}, Шикунова И.А.¹, Курлов В.Н.¹

¹ *Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия, stryukov@issp.ac.ru*

² *Институт общей физики им. А.М. Прохорова, г. Москва, Россия*

³ *Институт регенеративной медицины Первого МГМУ им. И.М. Сеченова, г. Москва, Россия*

*E-mail: akzotov@hotmail.com

Криоабляция биологических тканей – метод локальной деструкции тканей, используемый в онкологии, дерматологии, урологии, гинекологии, косметологии как самостоятельно, так и в сочетании с другими физическими методами воздействия [1]. Преимуществами криохирургических методов являются относительная безболезненность, бескровность, отсутствие системного вреда, иммуностимуляция, более короткий период реабилитации пациентов и мн. др.

Для локальной криоабляции применяются принудительно охлаждаемые металлические аппликаторы. Контроль увеличения области замораживания осуществляется внешним образом средствами, представленными широким спектром: от термопар, УЗИ визуализации до интраоперационной МРТ термометрии. Они имеют или недостатки (области тени, низкую точность) или являются чрезмерно дорогостоящими [1-2].

Нами предложены новые методы слежения за положением ледяного фронта, распространяющегося вглубь ткани от поверхности контакта с помощью оптического излучения: метод основанный на терагерцовой импульсной спектроскопии и метод, использующий измерение обратно рассеянного излучения [3,4]. Для осуществления предложенных подходов используются сапфировые аппликаторы, которые обладают высокой прозрачностью в широком спектральном диапазоне и высокой теплопроводностью при криогенных температурах, а также могут быть стерилизованы любым способом [5,6]. Технология получения кристаллов сапфира путем выращивания из расплава позволяет изготавливать аппликаторы с внутренними каналами, в которых могут размещаться оптические волокна различного назначения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 19-79-10212)

Список литературы:

- [1] Tumor ablation. Principles and practice. Ed. by E. van Sonnenberg et al. Springer-Verlag New York; (2005).
- [2] W.B. Bald and J. Fraser, "Cryogenic Surgery," Reports on Progress in Physics, 45, 1381 (1982).
- [3] E.N. Dubyanskaya, et al. "A concept of cryoapplicator based on sapphire shaped crystal enabling control of the ice ball formation using spatially resolved elastic backscattering of light," Proc. SPIE, 10685, 1068529 (2018)
- [4]. I. Shikunova et al., "Sapphire capillary interstitial irradiators for laser medicine," Proc. SPIE 10716, 1071605 (2018).
- [5] G. Katyba et al., "Sapphire shaped crystals for waveguiding, sensing and exposure applications," Prog. Cryst. Growth Charact. Mater. 64(4), 133–151 (2018).
- [6] V.N. Kurlov et al., Crystal Growth Processes Based on Capillarity: Czochralski, Floating Zone, Shaping and Crucible Techniques. Chapter 5. Shaped Crystal Growth (pages 277-354), John Wiley & Sons, United Kingdom (2010).

АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

Толстомятов Е.М., Гракович П.Н., Иванов Л.Ф., Калинин Л.А.

*Институт механики металлополимерных систем имени В.А. Белого**Национальной академии наук Беларуси, Гомель, Беларусь*

tolstopyatov@mpri.org.by

Результаты абляции ПТФЭ излучением импульсных УФ лазеров и непрерывного CO₂ лазера существенно различаются. В обоих процессах основным продуктом является мономер C₂F₄, но в первом из них дополнительно присутствует фракция тяжёлых фрагментов макромолекулярных цепей, количество которых увеличивается с повышением энергии фотонов, а во втором – в значительных количествах полимера (фотография). Предположено, что причиной уникального процесса образования волокнистой фракции динамическая температурная неоднородность облучаемой области полимера, вследствие которой разложения с интенсивным выделением газа окружены микрообластями расплава с оптимальной для волокнообразования вязкостью.

Известно, что процесс термического разложения макромолекул ПТФЭ имеет пороговый характер – после первичной диссоциации в произвольном месте скелетной связи образуется два макрорадикала, распад которых происходит с меньшей энергией активации. Эндотермический процесс цепной диссоциации продолжается до полного распада макрорадикала, в ходе которого его температура (средняя энергия тепловых фононов) и, соответственно, скорость распада снижаются. Предполагая, что интенсивность энергопереноса в молекулярной цепи с сильными связями существенно выше, чем латерального энергообмена между соседними цепями, сделан вывод, что скорость распада крупных макрорадикалов, собирающих энергию с большего объёма, выше, чем мелких, т.е., скорость цепного распада макрорадикала с развитием процесса снижается. Этот вывод подтверждается данными [1] по зависимости скорости выделения летучих от времени пиролиза ПТФЭ – при старте быстрого нагрева, когда большинство макрорадикалов находится в начале распада, скорость выделения летучих выше, чем в стационарной фазе с усреднённым размером макрорадикалов, находящихся на разных стадиях распада.

Снижение температуры в окрестности макрорадикала предотвращает возникновение в ней новых центров разложения, что обеспечивает повышенную пространственную однородность распределения центров разложения по сравнению со статистическим. Поэтому размеры областей неоднородности и параметры расплава в них определяются скоростью теплопередачи, а при лазерном облучении – ещё и интенсивностью излучения и коэффициентом поглощения его расплавом.

Из проведенного анализа следует, что абляция ПТФЭ излучением CO₂ лазера, протекающая по тепловому механизму, характеризуется зависящей от интенсивности излучения высокой степенью динамической температурной неоднородности в пределах зоны облучения и её размерами. Этими факторами, а также состоянием макромолекулярной и надмолекулярной структуры конкретного образца полимера, влияющими на вязкость расплава, определяется склонность к вытяжке расплава в волокна потоком горячего газа или к выбросу молекулярных нано- и микрокластеров при лазерной абляции ПТФЭ.



волокна

является

центры

C–C

[1] Мадорский С. Термическое разложение органических полимеров.–М.: Мир, 1967.– 328 с.

ВЫРАЩИВАНИЕ ИЗ РАСПЛАВА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ОКСИДНЫХ ВОЛОКОН И ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Стрюков Д.О., Кийко В.М., Коржов В.П., Каледин А.В., Курлов В.Н.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

stryukov@issp.ac.ru

Создание высокотемпературных композиционных материалов является одной из основных проблем современного конструкционного материаловедения. Перспективным направлением разработок в этой области являются композиты, армированные монокристаллическими и эвтектическими волокнами, на основе оксида алюминия.

Разработана методика группового выращивания из расплава высококачественных монокристаллических (сапфир, иттрий-алюминиевый гранат), а также эвтектических двойных гранат-содержащих ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Er}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$) и перовскит-содержащих ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GdAlO}_3$) волокон диаметром от 150 мкм [1], обладающих высокой прочностью, термоокислительной стойкостью и сопротивлением ползучести при высоких температурах. Разработана автоматизированная система управления процессом выращивания оксидных волокон из расплава. Разработана система стабилизации диаметра волокон, позволившая снизить шероховатость поверхности выращиваемых волокон до десятков нанометров.

Твердофазным методом диффузионной сварки исходных компонентов под нагрузкой получены слоисто-волокнистые композиты, армированные сапфировыми волокнами, с матрицей на основе Nb-Al (Рис. 1а) и Nb-Al-Mo (Рис. 1б). Проведены механические испытания полученных композитов. Показано, что деформационные зависимости свидетельствуют о квазипластичном поведении композиционного материала под нагрузкой.

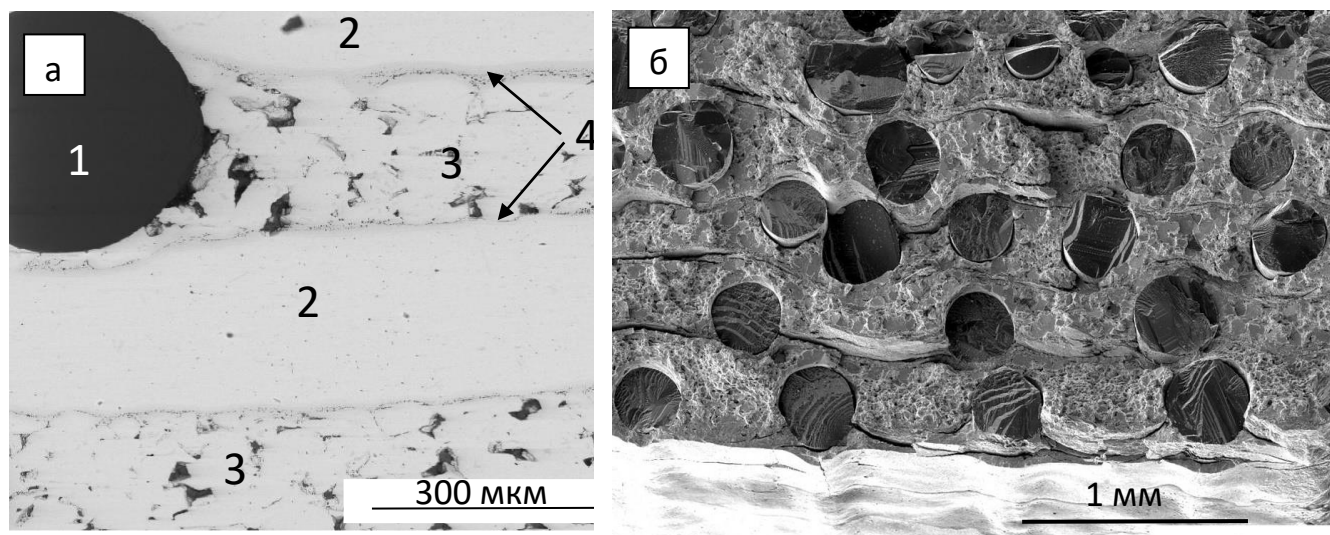


Рисунок 1 (а) Фрагмент слоисто волокнистого композита с матрицей на основе Nb-Al: 1 – сапфировое волокно, 2 – наследие фольги из исходного сплава Nb-0.1C, 3 – спеченный порошок ниобия, 4 – области твердого раствора Nb(Al) и интерметаллидов Nb_2Al и Nb_3Al . (б) Поверхность разрушения слоисто волокнистого композита с матрицей на основе Nb-Al-Mo и объемной долей сапфировых волокон 34% в композите после испытания на прочность.

Выращивание волокон выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 19-12-00402), разработка слоисто-волокнистых композитов выполнено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-03-00296).

[1] Kurlov V.N., Stryukov D.O., Shikunova I.A. "Growth of sapphire and oxide eutectic fibers by the EFG technique" - Journal of Physics: Conference Series 673 (2016) 012017

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА ПЛОТНОСТЬ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ И РАЗМЕР СУБЗЕРНА В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ МАГНИЯ НА РАННИХ СТАДИЯХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Арышенский Е. В., Коновалов С. В., Тептерев М. С.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева,
г. Самара, Россия
ksv@ssau.ru

В работе исследовано влияние кристаллографической ориентации зеренной структуры на плотность малоугловых границ на ранней стадии термомеханической обработки алюминиевых сплавов с высоким содержанием магния 5182, 1565ч и 1570.

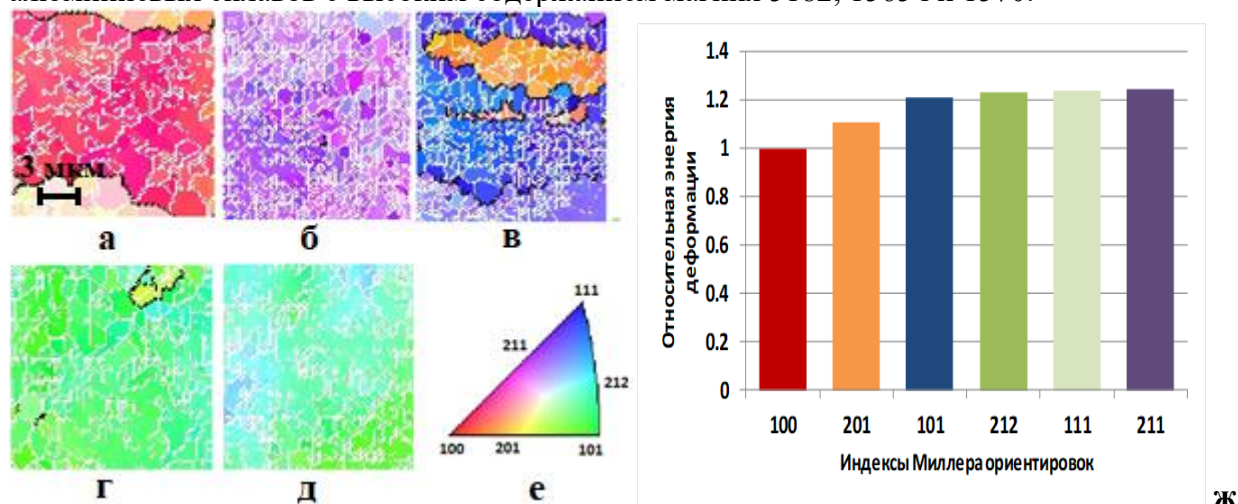


Рис.1 Зависимость величины субзерна после деформации от ориентировки кристаллита. Получено с помощью EBSD после деформации величиной 0.6. а ориентировка $\langle 100 \rangle$, б- ориентировка $\langle 221 \rangle$, в ориентировки $\langle 111 \rangle$ и $\langle 201 \rangle$, г - ориентировка $\langle 101 \rangle$, д - ориентировка $\langle 212 \rangle$, е – кодирование цветом ориентировок при выполнении EBSD, ж - зависимость накопленной энергии деформации от ориентации зерен после деформации. Величина деформации 0.6.

Установлено что во всех исследуемых сплавах субзерно в зависимости от параметра Холомона-Зенера имеет схожие размеры. При исследовании размеров субзерен методом EBSD выявляется их зависимость от ориентировки кристаллита после деформации. Согласно рис.1 величина субзерна убывает при изменении ориентировок зерен в следующей последовательности $\langle 100 \rangle$ - $\langle 201 \rangle$ - $\langle 101 \rangle$ - $\langle 212 \rangle$ - $\langle 111 \rangle$ - $\langle 211 \rangle$. Таким образом у ориентировки $\langle 211 \rangle$ наблюдаются минимальный размер субзерен и максимальная плотность малоугловых границ. Объяснить это наблюдение можно, исследовав накопление энергии деформации. Накопленная энергия деформации пропорциональна работе пластической деформации. Минимальна работа деформации будет у тех кристаллитов для которых, после деформации, одно из кристаллографических направлений семейства $\langle 100 \rangle$ совпадает с направлением сжатия образца. Эта работа деформации принята за единицу, и через нее выражены аналогичные величины для выявленных при расчете преимущественных ориентировок (рис 1 ж). Таким образом, чем меньше накопленная энергия деформации имеет та или иная ориентировка, тем меньше плотность малоугловых границ и большая величина субзерен. Это обстоятельство должно учитываться при моделировании процесса ориентированного роста

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект 18-79-10099

ВЛИЯНИЕ ОБРАТИМОГО ВОДОРОДНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ ДИФФУЗИОННЫХ ФИЛЬТРОВ-МЕМБРАН

Акимова О.В., Терешина И.С., Каминская Т.П.

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

E-mail: akimova@physics.msu.ru, tereshina@physics.msu.ru, t_p_kaminskaya@physics.msu.ru

Известно, что обратимое легирование водородом металлических систем может привести к изменениям их структурочувствительных свойств, зарождению и развитию дефектов различной этиологии [1]. В этом аспекте исследования поверхности диффузионных фильтров-мембран, востребованных в процессах сепарации водорода высокой степени чистоты [2], имеют особое значение, так как обеспечивают развитие экспериментальной базы данных и технологически безопасных процессов производства водорода.

Мембранный сплав Pd-5.3 ат. % In-0.5 ат. % Ru разработан и выполнен из материалов высокой степени чистоты исследовательской группой Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова (ИМЕТ РАН) [2]. В настоящей работе нами проведены исследования поверхности диффузионных фильтров-мембран из сплава методами атомно силовой микроскопии (АСМ) на сканирующем зондовом микроскопе (СЗМ) “Smena-A” (платформа “Solver” производства ЗАО НТ-МДТ, Россия). АСМ-изображения обрабатывались программными средствами визуализации и анализа Nova 873 Grain Analysis. Особенности топологии поверхности мембран до обратимого легирования водородом показаны на рис.1.

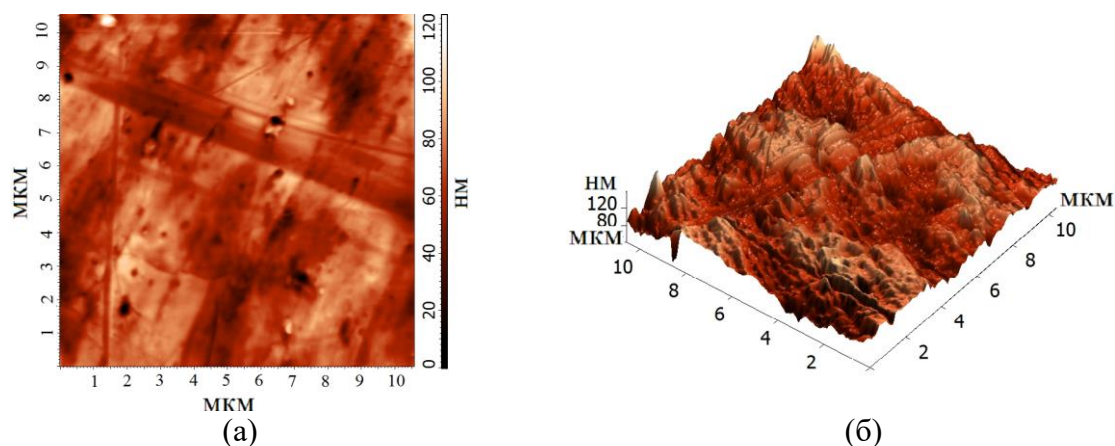


Рис. 1. АСМ- изображение поверхности мембранного сплава Pd-5.3ат. % In-0.5ат. % Ru: (а)-2D вид в контактной моде; (б)-3D вид поверхности сплава.

АСМ-исследования проведены как в контактной, так и полуконтактной моде с применением стандартных кремниевых кантилеверов HA_NC ETALON длиной 80-110 мкм с резонансными частотами 130-250 кГц и радиусом закругления острия 10 нм. В результате проведенных исследований получена важная информация об изменениях дефектной структуры и упругих полей деформаций поверхности металлических мембран, работающих в агрессивных газовых средах, а также расширено понимание процессов транспортировки атомов газа в структуре.

[1] Wagner S., Pundt A. Hydrogen as a probe for defects in materials: Isotherms and related microstructures of palladium-hydrogen thin films // AIMS Materials Science. 2020. V. 7. Is. 4. P. 399–419.

[2] Burkhanov G.S, Gorina N.B., Kolchugina N.B., Roshan N.R. Palladium – Based Alloy Membranes for Separation of High Purity Hydrogen from Hydrogen – Containing Gas Mixtures // Platinum Metals Rev. 2011. V. 55. Is. 1. P. 3–12.

МЕТОД МАТРИЧНОГО СИНТЕЗА В ПОЛУЧЕНИИ SERS-АКТИВНЫХ ПОДЛОЖЕК

**Бедин С. А.^{1,2}, Кожина Е. П.^{1,3}, Нечаева Н.Л.⁴, Долуденко И. М.²,
Загорский Д. Л.²**

¹*Московский педагогический государственный университет, Москва, Россия,
bserg5@gmail.com*

²*ФНИЦ «Кристаллографии и фотоники РАН», Москва, Россия*

³*Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия*

⁴*Институт биохимической физики им. Н. М. Эмануэля РАН, Москва, Россия*

Усиление спектров комбинационного рассеяния света впервые продемонстрировал М.Флейшманн с коллегами в 1974 году, получив усиленный КР сигнал молекул пиридина, адсорбированного на шероховатом серебряном электроде. Таким образом, возник новый оптический метод, известный как гигантское комбинационное рассеяние (ГКР) молекулами, адсорбированными на шероховатых поверхностях ряда металлов (серебра, золота, меди) или же адсорбированными на поверхности коллоидных частиц. Если частота падающего света и частота коллективных колебаний свободных поверхностных электронов металла совпадают, возникает поверхностный плазмонный резонанс (ПР), который приводит к многократному усилению электрического поля вблизи поверхности металла.

Большинство известных в настоящее время подложек для ГКР получают на основе коллоидных частиц или литографически. Мы предлагаем новый вид подложек изготавливаемых методом матричного синтеза. Благодаря особенности технологии можно получать подложки большой площади с нанопроволоками (НП) заданной геометрии, подстраивая плазмонный резонанс под соответствующее возбуждающее излучение.

В работе методом матричного синтеза были изготовлены подложки с серебряными нанопроволоками. В качестве матриц для синтеза были использованы полимерные трековые мембраны (ТМ) толщиной 12 мкм, диаметром пор от 60 до 150 нм. Поры в ТМ гальванически заполняли серебром. По окончании синтеза матрицу растворяли.

Далее на поверхность свежеприготовленных образцов адсорбировали тестовое вещество, в качестве которого использовали 4-меркапто фенилбороновую кислоту в нескольких концентрациях. После адсорбции кислоты на подложку, снималась спектры ГКР (Измерения проводились на приборной базе Института биохимической физики РАН).

Анализируя спектры рассеяния, мы обнаружили, что главные пики, характерные для 4-МРВА, присутствуют на спектрах всех образцов, а также на контрольных образцах. Было показано, что SERS сигнал наблюдался на всех образцах подложек, причём при увеличении длины НП интенсивность сигнала также увеличивается. Таким образом была продемонстрирована возможность применения подложек с серебряными НП для получения ГКР спектров.

БЛАГОДАРНОСТИ

Тезисы подготовлены в рамках Госзадания ФГБОУ ВО «МПГУ» по теме «Физика наноструктурированных материалов: фундаментальные исследования и приложения в материаловедении, нанотехнологиях и фотонике» и Госзадания ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

BULK NANOSTRUCTURED METALLIC MATERIALS WITH MULTIFUNCTIONAL PROPERTIES**R.Z. Valiev^{1,2}, M.Y. Murashkin^{1,2}, N.A. Enikeev^{1,2}**¹*Ufa State Aviation Technical University, 12 Karl Marx Street, Ufa 450008, Russia*²*Saint Petersburg State University, Universitetskaya nab. 7/9, 199034 Saint Petersburg, Russia*

Multiple studies in recent years have proved severe plastic deformation (SPD) techniques as a very efficient way to produce nanostructured metals and alloys with significantly improved mechanical and functional properties, the latter affected by several factors, including ultrafine grains and also the atomic structure of boundaries in resulting nanomaterials. This report presents the results of complex studies of the formation of different grain boundaries (low angle and high angle ones, special and random, equilibrium and non-equilibrium with strain-distorted structure as well as with the presence of grain boundary segregations and precipitations) in nanostructured materials processed using SPD with various regimes and routes. This entails the materials with superior multifunctional properties i.e. the combination of high mechanical and functional properties (corrosion and radiation resistance, electrical conductivity, etc.) that are induced by grain boundary design. Particular emphasis is laid on the physical nature and the use of multifunctional nanomaterials for their innovative applications in medicine and engineering.

Key words: severe plastic deformation, superplasticity, strength, ultrafine grains, nanostructured materials

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

ЛАБОРАТОРНЫЙ РОСТОВОЙ КОМПЛЕКС НА ОСНОВЕ ШАХТНОЙ ПЕЧИ СШОЛ-1.3/12-И1 ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ МЕТОДОМ ИЗ РАСТВОРА В РАСПЛАВЕ

С.В. Ягулов¹, Ю.А. Могиленец¹, М.Б. Стругацкий¹, К.А. Селезнев¹, К.А. Селезнева¹,
Н.И. Снегирёв², М.В. Любутина² и И.С. Любутин²

¹ Физико-технический институт,

ФГАОУ ВО «КФУ имени В.И. Вернадского», Симферополь, Россия

² Институт кристаллографии им А.В. Шубникова,

ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

niksnegir@yandex.ru

Технология выращивания монокристаллов бората железа FeBO_3 методом раствор-расплавной кристаллизации требует применения нестандартного ростового оборудования и оснастки [1-3]. Для проведения ростовых экспериментов нами разработан и сконструирован лабораторный ростовой комплекс, блок-схема которого представлена на рисунке 1.

Электропечи шахтные СШОЛ-1.3/12-И1 выпускаются с открытым типом спирального нагревателя, что неприемлемо при синтезе кристаллов боратов железа. С целью устранения этого недостатка в рабочую зону печи установлена высокотемпературная керамическая труба специальной конструкции. Управление технологическим процессом синтеза осуществляется четырехканальными регуляторами температуры ТЕРМОДАТ-19Е5, которыми доукомплектованы печи СШОЛ-1.3/12 И1, с помощью программного обеспечения TermodatNet. Для перемещения с заданной скоростью перемешивающего устройства или затравкодержателя использован модуль линейного перемещения СВХ 1605-1000.

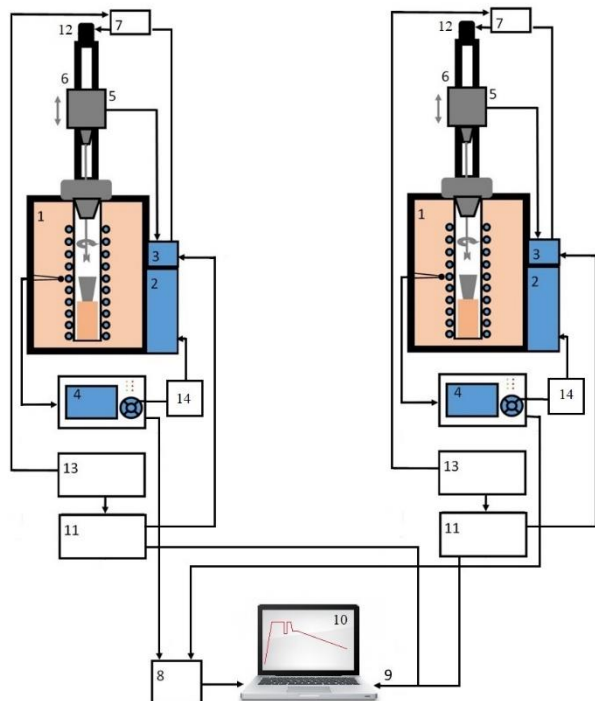


Рис. 1. Блок-схема разработанного ростового комплекса:

- 1 – электропечь шахтная СШОЛ-1.3/12-И1;
- 2 – силовой блок электропечи;
- 3 – пульт управления;
- 4 – программный регулятор ТЕРМОДАТ-19Е5;
- 5 – верхнеприводное перемешивающее устройство SMR-308;
- 6 – модуль линейного перемещения СВХ 1605-1000;
- 7 – драйвер ACS606;
- 8 – конвертер RS485/USB;
- 9 – вход USB;
- 10 – компьютер;
- 11 – контроллер PLC 001-G2;
- 12 – серводвигатель BLM57180-1000;
- 13 – импульсные источники питания LPS-150-48, RS-15-12;
- 14 – блок аналоговых выходов БАВ4А1-4U

Несмотря на то, что кристаллизация бората железа является спонтанной [1-3], разработанная нами схема ростового комплекса позволяет в определенной степени управлять

ростом монокристаллов и получать образцы с заданными параметрами. Автоматизация процесса обеспечивает существенное сокращение времени подготовки кристаллизации и ее проведения, а также экономию дорогостоящих химических реактивов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 19-29-12016-мк.

- [1] Yagupov S., Strugatsky M., Seleznyova K. et al., Cryst. Growth Des., DOI: 10.1021/acs.cgd.8b01128
- [2] Yagupov S., Strugatsky M., Seleznyova K. et al., Appl. Phys. A, DOI: 10.1007/s00339-015-9404-9
- [3] Smirnova E., Snegirev N., Lyubutin I. et al., Acta Crystallogr. B, DOI: 10.1107/ S205252062001417

ИЗОТОПООБОГАЩЕННЫЕ МОНОКРИСТАЛЛЫ БОРАТА ЖЕЛЕЗА ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В КАЧЕСТВЕ МОНОХРОМАТОРОВ В ЯДЕРНО-РЕЗОНАНСНЫХ СИНХРОТРОННЫХ ЭКСПЕРИМЕНТАХ

С.В. Ягупов¹, Ю.А. Могиленец¹, М.Б. Стругацкий¹, К.А. Селезнев¹, К.А. Селезнева¹, Н.И. Снегирёв², М.В. Любутина² и И.С. Любутин²

¹ Физико-технический институт,

ФГАОУ ВО «КФУ имени В.И.Вернадского», Симферополь, Россия

² Институт кристаллографии им А.В. Шубникова,

ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия

niksnegir@yandex.ru

В настоящее время экспериментальные методы исследования материалов, основанные на использовании высокоинтенсивного синхротронного излучения, чрезвычайно эффективны и применяются для получения информации о структурных, электронных и магнитных свойствах различных материалов [1]. Монокристаллы бората железа FeBO_3 в этом случае используются в качестве уникальных монокроматоров синхротронного излучения, которые необходимы и широко востребованы для использования в экспериментальных установках на синхротронах третьего и четвертого поколения [1]. Для достижения необходимых параметров ядерной дифракции, такие кристаллы-монокроматоры должны быть обогащены по изотопу ^{57}Fe до 95% [1].

Целью настоящей работы было синтезировать изотопообогащенные монокристаллы $^{57}\text{FeBO}_3$.

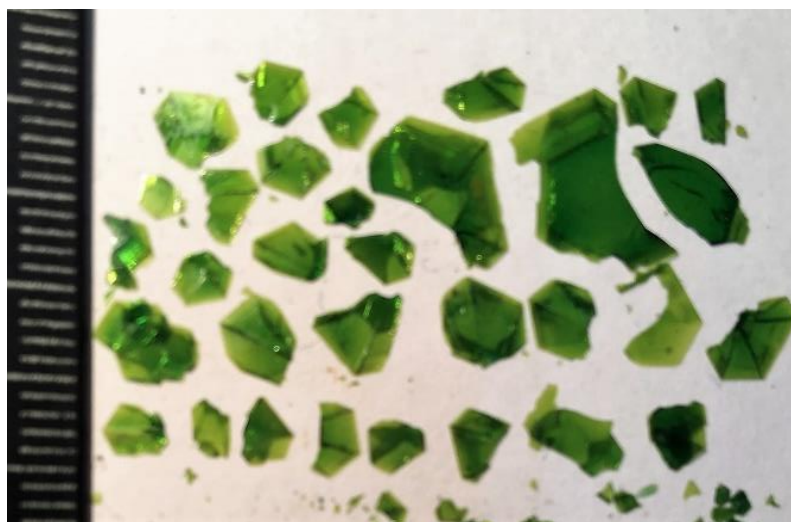


Рис. 1. Синтезированные монокристаллы $^{57}\text{FeBO}_3$

Использованный нами способ выращивания кристаллов являлся дальнейшим развитием методики, описанной в работе [2]. Ее отличительной особенностью является то, что готовую шихту наплавляют в платиновый тигель, на который затем последовательно одевают перфорированную платиновую фольгу и тигель-крышку, тигли завальцовывают, упаковывают в контейнер из огнеупорного кирпича и помещают в ростовую печь. Преимуществом такого способа является возможность слива высокотемпературного раствор-расплава в тигель-крышку до его затвердевания. При перевороте контейнера с тиглями синтезированные образцы остаются на перфорированной фольге, что исключает риск возникновения механических напряжений в кристаллах при их охлаждении в раствор-расплаве. В ходе ростовых

экспериментов получены пластинчатые монокристаллы размерами до 12 мм в поперечнике и 0.12-0.18 мм толщиной. По результатам работы нами подана заявка и получено положительное решение на патент «Способ выращивания монокристаллов $^{57}\text{FeVO}_3$ высокого структурного совершенства».

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 19-29-12016-мк.

- [1] Potapkin V., Chumakov A., Smirnov G. et al., J. Synch. Radiat., DOI: 10.1107/S0909049512015579
- [2] Yagupov S., Strugatsky M., Seleznyova K. et al., Cryst. Growth Des., DOI: 10.1021/acs.cgd.8b01128

СМАЧИВАЕМОСТЬ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА WC/WC В ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ**Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Страумал Б.Б., Страумал А.Б.***Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*

mazilkin@issp.ac.ru

Изделия из твердых сплавов WC–Co с упрочненной кобальтовой связкой обладают уникальным сочетанием механических и эксплуатационных свойств. Большинство технологий, применяемых для изготовления, в частности, твердых сплавов системы WC–Co основаны на создании условий для дрейфа Co из поверхностного участка твердосплавного изделия во внутреннюю область. Однако, механизм этого явления в настоящее время не полностью понятен. Смачивание границ зерен является важным фактором при изготовлении твердых сплавов.

В работе измерены углы смачивания границ WC/WC на модельных образцах с содержанием углерода. Обнаружено, что смачиваемость границ зерен карбида вольфрама немонотонно зависит от температуры спекания. При промежуточной температуре спекания 1450°C границы зерен имеют наиболее низкую способность смачиваться расплавом на основе кобальта, чем при более высокой и при более низкой температурах. Было показано, что образцы с низким содержанием углерода содержат значительно долю границ WC/WC с контактными углами $\sim 0^\circ$, т.е. имеют большую смачиваемость по сравнению с другими составами сплава.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 18-03-00284).

ТГЦ ИЗЛУЧЕНИЕ, ОБУСЛОВЛЕННОЕ СПИНОВОЙ-ИНЖЕКЦИЕЙ В МАГНИТНОМ ПЕРЕХОДЕ Fe/Mo**Вилков Е. А.¹, Чигарев С. Г.¹, Фомин Л. А.², Маликов И. В.²**

¹ *Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН,
Фрязино Московской обл., Россия
e-vilkov@yandex.ru*

² *Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН,
Черноголовка Московской обл., Россия
fomin@iptm.ru*

В настоящее время представляют интерес как экспериментальные, так и теоретические, исследования генерации ТГц излучения за счет спиновой инжекции в магнитных переходах. До сих пор остается актуальным поиск магнитных сред, в которых генерация ТГц-излучения при спиновой инжекции будет наиболее эффективной. В данной работе продемонстрирована генерация ТГц-излучения на основе спиновой инжекции в магнитном переходе Fe/Mo. Для объяснения возникновения излучения использована теоретическая модель для анизотропной среды, в которой инжектированные из железа в молибден спин-поляризованные электроны рассматриваются в смешанном состоянии и взаимодействие с электромагнитной волной осуществляется через sd-обмен. При этом на вероятность энергетических переходов электронов с переворотом спина существенно влияет анизотропия обменного взаимодействия. В ее отсутствие поперечные компоненты обменного поля равны нулю, и релаксация продольной компоненты магнитного момента электрона проводимости полностью определяется взаимодействием спиновой системы электронов проводимости с термостатом [1]. В молибдене вблизи соприкосновения с железом возникает наведенная спиновая поляризация электронов [2], что свидетельствует о ферромагнитном упорядочении спинов атомов Mo распространяющимся на глубину нескольких атомных слоев. Однако этого достаточно, чтобы вблизи границы с железом подзоны со спином вниз и вверх раздвинулись на величину несколько десятков мэВ, что соответствует нескольким терагерцам. В молибдене имеет место сильное спин-орбитальное взаимодействие, вследствие чего на интерфейсе с железом возникает взаимодействие Дзялошинского—Мория [3], и может реализовываться неколлинеарное распределение намагниченности. При этом спин-поляризованный ток высокой плотности, текущий из Fe в Mo будет накачивать электронами верхнюю спиновую подзону в слое наведенного ферромагнетизма. Далее электроны должны релаксировать, и тензорный характер константы обменного взаимодействия, связанный с присутствием взаимодействия Дзялошинского-Мория способствует излучательной релаксации.

[1] Вилков Е.А. и др., ФТТ 2019 вып. 6 стр. 1021

[2] Murakami Y. et. al., Hyperfine Interact 2007 V. 179 p. 57

[3] Fert A., Materials Science Forum 1990 V. 59-60 p. 439

МАГНЕТОСОПРОТИВЛЕНИЕ ПЛЕНОК Co_2FeAl НА А-ПЛОСКОСТИ САПФИРА**Фомин Л. А, Маликов И. В, Березин В. А.***Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН,
142432, г. Черноголовка, Московская область, Россия
fomin@iptm.ru*

Существование половинных металлов, подразумевающих 100 % поляризацию спинов на поверхности ферми было предсказано в начале 1980-х годов. Их использование может потенциально повысить плотность спин-поляризованного тока в структурах с такими материалами. Сплавы Гейслера рассматриваются как наиболее перспективные материалы для этого. Сплав Гейслера Co_2FeAl (CFA) является одним из наиболее изученных. Для CFA характерна решетка $L2_1$. Также возможно существование и неупорядоченных фаз. Расчеты показывают, что данное вещество является половинным металлом с параметром решетки $a=0.570$ нм и температурами Кюри 1050, 840 и 890 К для структур с решетками $L2_1$, B2 и A2, соответственно [1]. Экспериментально определяемый параметр решетки этого сплава $a=0.573$ нм [2] практически равен удвоенному значению параметра решетки для Fe $a=0.2866$ нм. Такие значения параметров решеток должны обеспечивать подобие эпитаксиального роста пленок железа и CFA в рассматриваемых случаях. Как было показано ранее, высокосовершенные пленки Fe (001) можно получить на R-плоскости сапфира с подслоем Mo или W.

Пленки сплава Гейслера состава Co_2FeAl были выращены методом импульсного лазерного испарения в сверхвысоком вакууме 10^{-8} торр на А- плоскости монокристаллического сапфира при $T=270$ °С с подслоем эпитаксиально выращенного при 450 °С вольфрама с ориентацией (001) и толщиной 10 нм. Для пленок CFA, выращенных на А- плоскости сапфира, как с помощью измерения магнетосопротивления, так и с помощью измерения магнитного контраста изготовленных из сплава микроструктур, наблюдается одноосная ростовая магнитная анизотропия. Ориентация осей полностью соответствует таковой, характерной для роста пленок Fe (011) на поверхности А-сапфира с подслоем Mo [3], т.е. направление $[111]$ Co_2FeAl направлено перпендикулярно направлению $[0001]$ сапфира. Таким образом, направление $[100]$, лежит в плоскости пленки и направлено под углом 35° относительно направления $[0001]$ сапфира. Для CFA ось легкого намагничивания направлена под углом $\sim 35^\circ$ к направлению базового среза подложки, что соответствует направлению $[110]$ CFA. Ось трудного намагничивания направлена при этом по направлению $[100]$ CFA. Направление Полученная одноосная магнитная анизотропия для пленок CFA, выращенных на подслое W, существенно отличается от известных из литературы данных для пленок других сплавов Гейслера (например Co_2FeSi), выращенных на А плоскости сапфира, для которых фиксировалась 6- осная анизотропия. Кроме того для некоторых пленок CFA обнаружена инверсная зависимость поперечного и продольного магнетосопротивления, что согласно работе [4] может свидетельствовать о реализации в таких пленках состояния половинного металла. Для другой части пленок инверсная зависимость магнетосопротивления не наблюдается, т.к. на реализацию совершенной структуры половинного металла могут оказывать влияние случайные факторы, как-то: искажения параметров решетки, напряжения в ней и различные структурные дефекты, которые приводят к потере свойств половинного металла.

- [1] Denis Comtesse, Dissertation: First-principles investigation of magnetic and electronic transport properties of transition metal alloys, Universitat Duisburg-Essen, 2014.
- [2] M. S. Gabor, T. Petrison Jr., and C. Tiusan, M. Hehn, T. Petrison, , Phys. Rev. B 84, 134413(6) (2011).
- [3] U. May, R. Calarco, J.O. Hauch, H. Kittur, M. Fonine, U. Rudiger, G. Guntherodt, Surf. Sci. 489(1-3), 144 (2001).
- [4] S. Kokado, M. Tsunoda, K. Harigaya, A. Sakuma. J. Phys. Soc. Jpn. 81, 024705 (2012).

LASER MELTING DEPOSITED CoCrFeNiMn HIGH-ENTROPY ALLOY: POROSITY, MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES**Su Chuanchu^{1,2}, Konovalov Sergey^{1,2}, Chen Xizhang^{1,2}**¹*Department of Metals Technology and Aviation Materials, Samara National Research University, Samara, Russia*

ksv@ssau.ru

²*School of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University, Wenzhou, China*
chenxizhang@wzu.edu.cn

The equiatomic CoCrFeNiMn high entropy alloy (HEA) has been successfully manufactured using the laser melting deposition (LMD) technique. In this study, (i) the size and number of porosities, (ii) the microstructures along with the height of samples, and (iii) the tensile properties of LMDed HEAs prepared under room (293K) and cryogenic temperatures (77K and 200K) have been investigated. The results show that LMDed HEAs exhibit a single solid solution and directional solidification. The dendritic columnar grains with long porosities form in bottom regions and transit to equiaxed grains when the place closes to top regions. And a large number of porosities generate at the grain boundary in the bottom regions. Furthermore, with the increase of the height of samples, the porosities present round, and the number of them are greatly reduced. Comparing with the tensile properties of LMDed HEAs, the 77K sample cut from the top region has better performance, but the elongation of 293K samples in the middle region and 200K samples in the bottom region are similar, which owing to the difference of porosities and microstructures in two regions.

INFLUENCE OF Si, Mg AND Mn ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF Cu-Al MANUFACTURED BY COLD METAL TRANSFER WELDING**Wang Yanhu^{1,2}, Konovalov Sergey^{1,2}, Chen Xizhang^{1,2}**¹*Department of Metals Technology and Aviation Materials, Samara National Research University, Samara, Russia*

ksv@ssau.ru

²*School of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University, Wenzhou, China, chenxizhang@wzu.edu.cn*

By using Cold Metal Transfer (CMT) technique, Cu-Al alloy with addition of silicon (Si), magnesium (Mg) and Manganese (Mn) viz, (a) Cu-6.5% Al, (b) Cu-6.5% Al-1.2% Si-0.5% Mg (c) Cu-6.5% Al-1.2% Si-0.5% Mn were manufactured additively. Three samples were deposited: Cu-6.5% Al alloy as Samples 1, Cu-6.5% Al-1.2% Si-0.5% Mg alloy as Samples 2, and Cu-6.5% Al-1.2% Si-0.5% Mn as Sample 3. The effect of addition of Si, Mg and Mn on the microstructure and mechanical properties of Cu-6.5% Al alloy were investigated. Detailed microstructural investigation conducted using scanning and transmission electron microscopies showed formation of various intermetallic phases. When compared to Sample 1, mechanical testing of the Sample 2 and Sample 3 showed increase in hardness, ultimate tensile strength (UTS) and yield strength (YS), whereas its elongation (EL) decreased. When compared to Sample 2, mechanical testing of the Sample 3 showed increase in ultimate tensile strength (UTS) and yield strength (YS), whereas its hardness and elongation (EL) decreased. Results revealed that (i) addition of Si and Mn, and Mg simultaneously increases the strength and hardness, but reduces the ductility. (ii) The addition of Si and Mg can improve the ductility and hardness of the Cu-Al alloy compared with Si and Mn.

АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Al-Mg, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА

Гэн Я.^{1,2,3}, Панченко И. А.¹, Коновалов С. В.^{1,2,3}, Иванов Ю. Ф.⁴, Чэнь С.^{2,3}, Ситнер О. С.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, i.r.i.ss@yandex.ru

²Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, г. Самара, Россия, ksv@ssau.ru

³Университет Вэньчжоу, Вэньчжоу, Китай, chenxizhang@wzu.edu.cn

⁴Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Целью работы является анализ механических свойств образцов Al-Mg сплава ER5356 (российский аналог – сплав АМг5, 5182), изготовленных методом холодного переноса металла (ХПМ) и в литом состоянии. Испытания на растяжение осуществляли на плоских пропорциональных образцах в виде двухсторонних лопаток в соответствии с ГОСТ 1497-84. Образцы вырезали методами электроэрозионной резки из двух сечений массивной заготовки: в плоскости, расположенной перпендикулярно слоям наплавляемого металла и в плоскости, расположенной параллельно слоям наплавляемого металла. Деформацию образцов осуществляли путем одноосного растяжения на установке Instron 3369 (скорость испытаний 2 мм/мин; температура 297 К). Деформационные кривые, полученные при растяжении образцов сплава 5182 в литом состоянии (кривые 1-3) и изготовленных методом ХПМ (кривые 4-9), приведены на рис. 1.

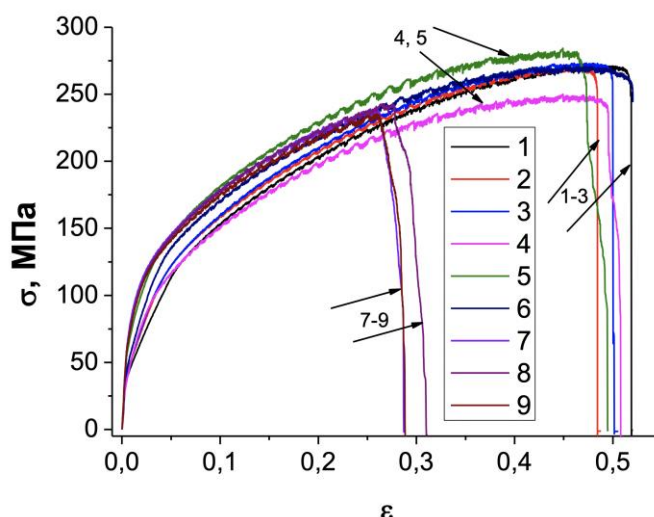


Рис. 1. Деформационные кривые, полученные при растяжении образцов в литом состоянии (кривые 1-3) и изготовленных методами ХПМ (кривые 4-9); кривые 4-6 – образцы вырезаны вдоль наплавленных слоев; кривые 7-9 – поперек наплавленных слоев

Отчетливо видно, что наименьшими пластическими свойствами обладают образцы, вырезанные из заготовки, полученной ХПМ, поперек наплавленных слоев (кривые 7-9). Образцы сплава в литом состоянии и изготовленные методом ХПМ (вырезанные вдоль наплавленного слоя) обладают близкими механическими свойствами. Следует, однако, отметить, что образцы, полученные ХПМ (кривые 4 и 5), характеризуются заметно большим разбросом прочностных свойств по сравнению с материалом в литом состоянии (кривые 1-3).

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-79-00194.

ИЗУЧЕНИЕ ТВЕРДОСТИ И МИКРОТВЕРДОСТИ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБИНЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ ГТК-10-4 В РАЗЛИЧНЫХ СЕЧЕНИЯХ

Комаров Д.В., Коновалов С.В., Тимофеева Я.А.

*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, г. Самара, РФ
komarov_dimitriy@mail.ru*

К числу наиболее нагруженных и ответственных деталей газотурбинного компрессора ГТК-10-4 относятся рабочие лопатки (РЛ) роторов турбины высокого давления (ТВД), от качества работы которых зависят надежность, безопасная эксплуатация и экономичность всей установки. Продолжительное время работы РЛ (десятки тысяч часов) при высоких температурах (свыше 700 °С) в продуктах сгорания топлива приводит к деградации их основного материала – жаропрочного сплава ЭИ 893.

Изменение физико-химических свойств материала РЛ, в первую очередь уменьшение его характеристик пластичности, создает благоприятные условия к накоплению усталостных повреждений в приповерхностном слое металла изделия, приводящих к возникновению усталостных трещин, их развитию и дальнейшему разрушению лопаток. Продление ресурса РЛ может быть реализовано за счет предварительного упрочнения поверхностного слоя высококонцентрированными источниками энергии, наиболее перспективным из которых в настоящий момент является электронно-пучковая обработка (ЭПО) [1].

В РЛ ТВД после производственной эксплуатации наблюдается заметный разброс физико-механических свойств по высоте изделия [2]. Это связано с тем, что замок лопатки во время работы турбины не подвергается значительному температурному воздействию по сравнению с пером. Поэтому на изучение характеристик исследуемого материала как в исходном состоянии, так и после ЭПО существенное влияние будет оказывать выбор места в объеме РЛ, из которого будут изготавливаться образцы.

Наиболее простым способом оценки структурного состояния сплава РЛ (определение величины зерна, количества и морфологии вторичных пограничных фаз, упрочнение тела зерна вторичными фазами и основной упрочняющей γ' -фазой) является измерение твердости и микротвердости материала. Кроме того, твердость надежно коррелирует со значениями предела текучести и прочности испытуемого материала в широкой области температур [2]. Таким образом, перед проведением ЭПО была поставлена задача по детальному изучению распределения значений твердости и микротвердости сплава в различных сечениях.

Для решения поставленной задачи из двух лопаток одного комплекта, изготовленных филиалом ОАО «Силовые машины» «ЗАВОД ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК» по ТУ108.02.027.79, с наработкой 37444 часов электроэрозионным способом подготовлены 3 образца, два из замковой части, один из пера изделия. По результатам измерений будут подготовлены рекомендации по изготовлению образцов из РЛ ТВД ГТК-10-4 для проведения ЭПО и последующего детального изучения модифицированного поверхностного слоя сплава ЭИ 893.

[1] Эволюция структуры и свойств легких сплавов при энергетических воздействиях / В.Е. Громов, С.В. Коновалов, К.В. Аксёнова, Т.Ю. Кобзарева; Мин-во обр. и науки РФ, СибГИУ, Межгос. Координац. Совет по физике прочности и пластичности материалов. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2016. – 249 с.

[2] Белявин А.Ф., Куренкова В.В., Федотов Д.А., Салий С.Г., Щербинин А.П. Продление ресурса рабочих лопаток ГТК 10-4 из сплава ЭИ 893 после продолжительного срока эксплуатации // Автоматическая сварка. 2016. №4(752). С. 9-25.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

^{1,2}Осинцев К.А., ¹Громов В.Е., ^{1,2}Коновалов С.В.,

³Иванов Ю.Ф., ¹Панченко И.А., ^{1,2}Чэнь С.

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

²Самарский национальный исследовательский университет
им. академика С.П. Королева, г. Самара, Россия, ksv@ssau.ru

³Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Выполнен краткий обзор публикаций последних двух десятилетий зарубежных исследователей по изучению структуры, фазового состава и свойств пятикомпонентных высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) в разных структурных состояниях в широком диапазоне температур. Данные материалы привлекают внимание учёных, благодаря уникальным и необычным свойствам. Отмечены трудности проведения сравнительного анализа и обобщения данных из-за различных методов получения ВЭС, режимов механических испытаний на одноосное сжатие и растяжение, размеров и формы образцов, термических обработок, фазового состава (ОЦК и ГЦК решетки). Отмечено, что ВЭС с ОЦК решеткой обладает преимущественно высокой прочностью и низкой пластичностью, а ГЦК решеткой – низкой прочностью и повышенной пластичностью. Показано, что значительное повышение свойств ГЦК ВЭС FeMnCoCrNi может быть достигнуто легированием бором и оптимизацией параметров термомеханической обработки при легировании углеродом в количестве 1 ат%. Проанализированные в температурном интервале $-196^{\circ}\text{C} \div 800^{\circ}\text{C}$ деформационные кривые свидетельствуют о росте предела текучести с уменьшением размера зерна от 150 до 5 мкм. При снижении температуры предел текучести и относительное удлинение возрастают. Эффект скорости деформации на механические свойства, заключающийся в росте предела прочности и текучести, наиболее заметно проявляется при больших скоростях $10^{-2} \div 10^3 \text{c}^{-1}$.

Отмечены особенности деформационного поведения ВЭС в моно и поликристаллическом состояниях. Комплекс высоких эксплуатационных свойств ВЭС обеспечивает их применение в различных отраслях промышленности, отмечены перспективы использования энергетических обработок для модифицирования поверхностных слоев и дальнейшего повышения свойств ВЭС.

На основании полученных и проанализированных в [1-3] данных предложены режимы электронно-пучковой обработки с плотностью энергии 10-30 Дж/см² сплава AlCoCrFeNi, полученного по технологии холодного переноса.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-19-00452.

Список литературы:

- [1] Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. ВЭС: структура, механические свойства, механизмы деформации и применение // Известия вузов черная металлургия, 2021. – №2. (в печати).
- [2] Громов В.Е., Коновалов С.В., Аксенова К.В., Кобзарева Т.Ю. Эволюция структуры и свойств легких сплавов при энергетических воздействиях. - Новосибирск: СО РАН, 2016 – 249 с.
- [3] Громов В.Е., Аксенова К.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. Повышение усталостного ресурса силюмина электронно-пучковой обработки // Успехи физики металлов. 2015 - Т. 16 - № 4 - С. 265-297.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА, УПРОЧНЕННОГО ПОКРЫТИЕМ, ПОЛУЧЕННЫМ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ

**Васильева А.А., Коновалов С.В., Мельников А.А.,
Осинцев К. А., Тимофеева Я. А.**

*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева,
Самара, Россия*

*E-mail: gol.nastya2018@yandex.ru

Технологии SLS активно развивается во всем мире уже более 20 лет [1-5]. В настоящее время ведутся активные исследования процессов изготовления деталей из металлов в установках 3D печати, работающих по технологии SLS. В нашей работе исследуются покрытия хромо-никелевого сплава (табл. 1), нанесенные по технологии SLS на подложки из титанового сплава (табл. 2).

Таблица 1 - Химический состав (вес. %) сплава ХН56КВМТЮБ (ГОСТ Р 52802-07)

Al	Co	Cr	Fe	Mo	Nb	Ti	V	W	Ni
3.7-4.2	14-16	10-12	<1.0	4.0-5.0	3.0-3.5	2.5-3.1	0.4-0.8	2.5-3.5	Ост.

Таблица 2 - Химический состав (вес. %) сплава BT20 (ГОСТ 19807-91)

Fe	C	Si	Mo	V	N	Ti	Al	Zr	O	H	Примесей
до 0.25	до 0.1	до 0.15	0.5 - 2	0.8 - 2.5	до 0.05	85.15 - 91.4	5.5 - 7	1.5 - 2.5	до 0.15	до 0.015	прочих 0.3

Исследование элементного состава поверхностного слоя СЛС порошка осуществляли методами микрорентгеноспектрального анализа. Результаты исследования, приведенные на рис. 1, свидетельствуют о соответствии заявленного элементного состава порошка (табл. 1) с результатами микрорентгеноспектрального анализа. Кроме этого, в поверхностном слое спеченного материала выявлены атомы титана, являющиеся элементами подложки (сплав BT20). Последнее свидетельствует о диффузии элементов подложки в наплавляемый слой порошка.

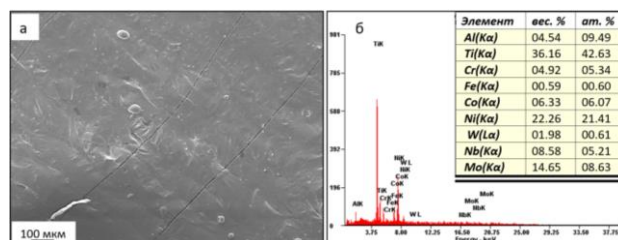


Рисунок 1. Структура поверхности материала, сформированного при СЛС порошка сплава (а); б – энергетические спектры, полученные с участка поверхности образца, представленной на (а)

Список литературы:

- [1] Brandt M. Laser additive manufacturing: Materials, design, technologies, and applications Laser // Add. Manuf.: Mater., Design, Techn., and Appl.. 2016. P. 1-479. [2] Kayacan M.C., Delikanlı Y.E., Duman B., Özsoy K. Correspondence Examining of mechanical properties of transitive (variable) porous specimens produced by SLS using Ti6Al4V alloy powder // Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University. 2018. Volume 33. Issue 1. P. 127-143.

ПОДПОВЕРХНОСТНАЯ КОРРОЗИЯ КАК ОСНОВНОЙ ДЕГРАДАЦИОННЫЙ ПРОЦЕСС ТРУБОПРОВОДНОЙ СТАЛИ 17ГС ПОСЛЕ 50 ЛЕТ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Жуков Д.В.^{а,б}, Чаплыгин К.К.^а, Коновалов С.В.^а, Воронин С. В.^а

^аСамарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, 443086, Самара, Россия, e-mail: ksv@ssau.ru

^бООО «Газпром трансгаз Самара», 443068, Самара, Россия

Проведены комплексные исследования физико-механических свойств стали 17ГС магистрального газопровода, находившегося в эксплуатации более 50 лет под рабочим давлением 5.5 МПа. Выполнены металлографические исследования, включавшие оптическую и электронно-сканирующую микроскопию для анализа изменений в кристаллической структуре металла. Проведены механические испытания на ударную вязкость и статическое растяжение, выполнено сравнение полученных данных с состоянием поставки по сертификату производителя и современными действующими требованиями стандартов.

При проведении электронно-растровой микроскопии проведен анализ фазового состава зон подповерхностной коррозии тела трубы. Определено, что разделяющий слой загрязнен

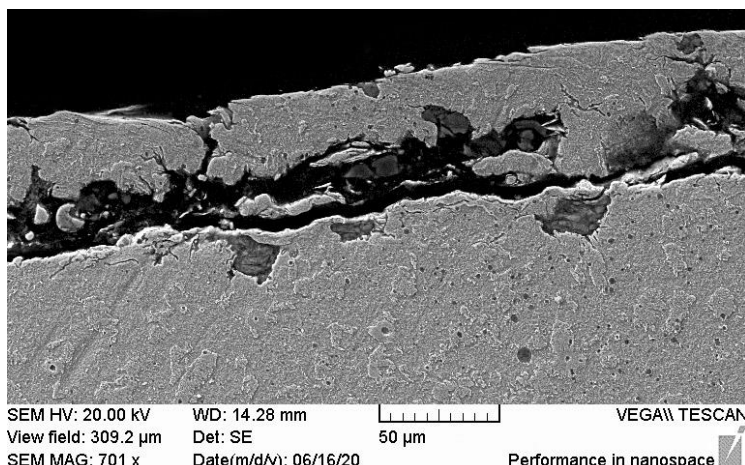


Рис.1. Подповерхностная коррозия с внешней стороны стенки трубы

углеродом, попавшим при диффузионных процессах из изоляционных материалов и окружающей органики, также отмечено наличие солей натрия и кальция, являющихся составными частями грунтовых вод. Зафиксировано наличие оксидов железа, кремния и алюминия. Углерод является основным компонентом разделяющего слоя, и распространяется по всей протяженности коррозионного отслоения между внешним и основным слоями металла. Отмечаются следы растрескивания и

развития коррозии вглубь основного металла. Однако локальные повреждения не превышают 50 мкм, в основном лежат в пределах до 25 мкм от начала разделяющего слоя и представлены небольшими разнонаправленными растрескиваниями, коррозионными язвами и кавернами.

Проведенные комплексные исследования металла показали, что при штатных режимах эксплуатации, в условиях обеспечения неизменного проектного положения, действующих активных и пассивных средствах защиты от коррозии, механические свойства труб из стали 17ГС практически не изменяются и сохраняются в пределах заводских параметров. Обнаружено, что основная деградация труб происходит за счет диффузионных процессов по схеме подповерхностной коррозии, при этом глубина повреждений, накопленная за 50 лет эксплуатации, не превышает 100 мкм.

СПИНОВЫЕ КЛАПАНЫ КАК ИНСТРУМЕНТ ИЗУЧЕНИЯ ГЕЛИКОИДАЛЬНОГО МАГНЕТИЗМА

**В.В. Устинов, М.А. Миляев, Л.И. Наумова, Р.С. Заворницын, Т.П. Криницина,
В.В. Проглядо**

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург
naumova@imp.uran.ru*

Предложен новый метод изучения киральных магнетиков, в котором индикатором геликоидального магнитного состояния выступает обладающий гигантским магнитосопротивлением спиновый клапан, содержащий слой исследуемого гелимагнетика. Метод апробирован на спиновых клапанах со слоем металлического диспрозия.

Магнито-транспортные свойства изготовленного магнетронным напылением спинового клапана композиции Ta/NiFe/CoFe/Cu/CoFe/Dy/CoFe/FeMn/Ta использовали для исследования магнитного состояния слоя диспрозия. На основе анализа температурных изменений формы магниторезистивной кривой (рис. 1) получена информация о формировании однонаправленной магнитной в интерфейсе CoFe/Dy при переходе через температуру Нееля (T_N). Показано, что антиферромагнитная фаза в поликристаллическом слое диспрозия обладает неколлинеарным магнитным упорядочением. Определена температурная зависимость угла между направлениями магнитных моментов на границах слоя диспрозия (рис. 2). Значительное изменение данного угла, наблюдаемое во всей температурной области существования геликоидального упорядочения в диспрозии, отражает существенное изменение пространственного периода магнитной спирали диспрозия с температурой.

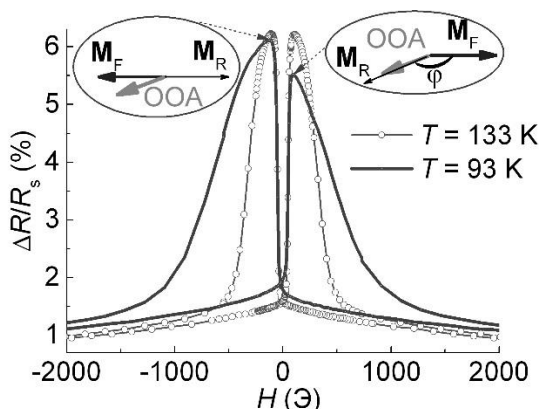


Рис.1. Полевые зависимости магнитосопротивления при температурах 93 и 133 К. На вставках показаны направления магнитных моментов свободного (M_F) и референтного (M_R) слоев и оси однонаправленной анизотропии (OOA).

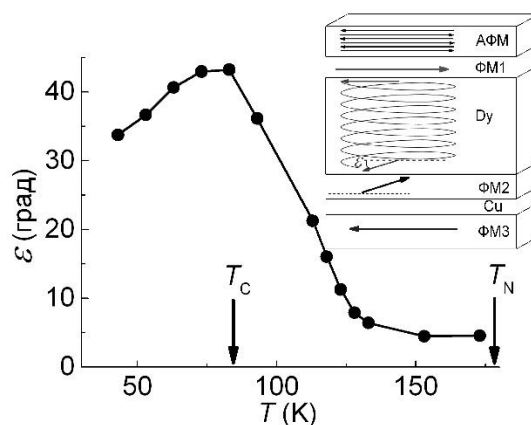


Рис.2. Изменение угла между магнитными моментами на границах слоя Dy в температурной области существования геликоидального состояния $T_N > T > T_C$. На вставке показана схема спинового клапана и магнитные моменты в антиферромагнитном (АФМ) и ферромагнитных (ФМ) слоях.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ (тема “Спин” АААА-А18-118020290104-2) при частичной поддержке РФФИ (проект № 19-02-00057).

[1] Spin valve with a composite dysprosium-based pinned layer as a tool for determining Dy nanolayer helimagnetism/ Naumova L.I., Milyaev M.A., Zavornitsyn R.S., Krinitsina T.P., Proglyado V.V., Ustinov V.V. // Current Applied Physics. — 2019. — V. 19. — P. 1252—1258.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ АЛМАЗОПОДОБНОГО УГЛЕРОДА И КОМПОЗИТА КАРБИД ПЕРЕХОДНОГО МЕТАЛЛА - АМОРФНАЯ МАТРИЦА

Рубштейн А.П., Владимиров А.Б., Плотников С.А., Ринкевич А.Б.

ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия
rubshtein@imp.uran.ru

В современном машиностроении широко применяет инструмент и детали механических систем, на рабочую поверхность которых нанесены защитные износостойкие покрытия. Нанесение защитных покрытий значительно увеличивает их срок службы. Кроме того, металлы и сплавы разрушаются в результате коррозии. Процессы коррозии и механического износа при эксплуатации аппаратуры могут протекать одновременно, например, при работе насосов, мешалок, винтов и т. д. Поэтому востребованы износо- и коррозионностойкие покрытия.

Исследована структура, износостойкость и коррозионные свойства Cr-Al-C и многослойных [Cr-Al-C/a-C]_n покрытий. Для осаждения покрытий использованы PVD и PACVD способы в качестве самостоятельных методов и в комбинации. Мишень из Cr-Al служила источником хрома и алюминия, а графитовая мишень или ацетилен - источником углерода. В зависимости от типа источника углерода были получены покрытия Cr-Al-C и Cr-Al-C(H). Многослойные [Cr-Al-C/a-C]₂₀ и [Cr-Al-C(H)/a-C:H]₂₀ покрытия получены чередованием пар слоев [Cr-Al-C(PVD)/a-C(PVD)] или [Cr-Al-C(H)(PVD&PACVD)/a-C:H(PACVD)], где a-C и a-C:H безводородный и гидрогенизированный алмазоподобный углерод.

Для исследования структуры покрытий использовали рентгеновскую дифракцию, просвечивающую и сканирующую электронную микроскопию и Рамановскую спектроскопию. В Cr-Al-C наряду с аморфной матрицей, неупорядоченным карбидом хрома, нанозернами Cr_xAl_{1-x}C присутствуют кластеры нанокристаллического графита в виде сферических включений и пластин, возможно, из нескольких слоев графена. Такая структура обеспечивает высокую твердость и устойчивость к коррозии. В Cr-Al-C(H) наряду с аморфной матрицей присутствуют неупорядоченные нанозерна Cr₂AlC, карбида хрома и кластеры наноразмерного CVD алмаза с широкими границами из sp²-связанного углерода.

Создание многослойных структур значительно повышает износостойкость покрытий. Удельный коэффициент износа [Cr-Al-C/a-C]₂₀ в 5 раз ниже, чем у Cr-Al-C. Гибридная технология PVD-PACVD создает благоприятные условия для формирования износостойких покрытий. Удельный коэффициент износа [Cr-Al-C(H)/a-C(H)]₂₀ в 47 раз ниже, чем у [Cr-Al-C/a-C]₂₀. Высокая износостойкость многослойных покрытий связана со структурой, низким коэффициентом трения, высокой трещиностойкостью и усилением межслоевых границ.

Таблица. Механические и трибологические характеристики покрытий

Покрытие	<i>H</i> ГПа	<i>E</i> ГПа	<i>μ</i>	<i>k</i> м ³ /Нм	<i>P</i> _{ср} , мН	<i>i</i> _{корр} нАсм ⁻²
Cr-Al-C	12,5±1,3	214±38	0,26	(9,4±1,2)×10 ⁻¹⁵	600	61,5
[Cr-Al-C/(a-C)] ₂₀	13,3±0,9	224±8	0,15	(1,9±0,3)×10 ⁻¹⁵	1200	462,0
Cr-Al-C(H)	8,9±1,1	166±90	0,20	(25,5±5,2) ×10 ⁻¹⁵	800	154,2
[Cr-Al-C(H)/(a-C:H)] ₂₀	8,6±0,8	196±30	0,10	(0,4±0,1)×10 ⁻¹⁶	1300	150,2

H-твердость, *E*-модуль упругости, *μ*-коэффициент трения, *k*-удельный коэффициент износа, *P*_{ср}.- нагрузка начала образования трещин при индентации, *i*_{корр} – плотность тока коррозии.

ROLE OF NONLOCALITY AND LANDAU DAMPING IN THE DYNAMICS OF A QUANTUM DOT COUPLED TO SURFACE PLASMONS

I. A. Larkin¹, A. Vagov², V. M. Axt² and M. D. Croitoru³

¹ *Institute of Microelectronics Technology, RAS, Chernogolovka, 142432, Russia*

² *Institut für Theoretische Physik III, Bayreuth Universität, Bayreuth 95440, Germany*

³ *Institut für Festkörpertheorie, Westfälische Wilhelms-Universität Münster, Germany*
vaniala2000@yahoo.co.uk

We consider a quantum dot (QD) in dielectric matrix in the close proximity of a flat metal surface, that is initially excited by a short laser pulse. The QD strongly interacts with unscreened free electrons in the surface layer, which causes enhanced relaxation due to the surface plasmon (SP) excitation. Although large-momentum SPs are strongly localized near the surface the relaxation rate due to this interaction appears to be a few orders of magnitude faster than that due to the photon emission [1].

For calculation the spectrum of SP, $\omega_k(k_{||})$, we use the approach described in Ref. [2] and perform calculations within the RPA approximation for the dielectric function of free electrons in a metal. The calculations are done within the linear approximation for the electromagnetic response, but with the account of the non-locality of the dielectric function of the metal given by the charged degenerate Fermi liquid model. The calculations are done within the linear approximation for the electromagnetic response, but with the account of the non-locality of the dielectric function of the metal given by the charged degenerate Fermi liquid model.

Obtained results demonstrated that time evolution of the system is a combination of two relaxation processes characterized by two different frequencies and decay rates. The latter comprise two qualitatively different contributions, due to Landau damping and due to plasmon propagation. The first one yields a smaller rate that corresponds to the long monotonous relaxation. This process can be also described within the Markov approximation, the rate of which estimated from the imaginary type of the dielectric constant. The second rate depends on the kinetic time depended by the group velocity of plasmons and yields a much faster relaxation of Rabi oscillations. It is also demonstrated that when the QD energy is found in the interval of the maximal coupling strength one of the relaxation processes changes from exponential to the power law asymptotic, leading to a much longer visibility of the Rabi oscillations.

References

- [1] A. Vagov, I. A. Larkin, M. D. Croitoru, and V. M. Axt Role of nonlocality and Landau damping in the dynamics of a quantum dot coupled to surface plasmons, Phys. Rev. B 93, 195414, (2016)
- [2] I. A. Larkin, K. Keil, A. Vagov, M. D. Croitoru, and V. M. Axt Superanomalous Skin Effect for Surface Plasmon Polaritons, Phys. Rev. Lett. 119, 176801 (2017)

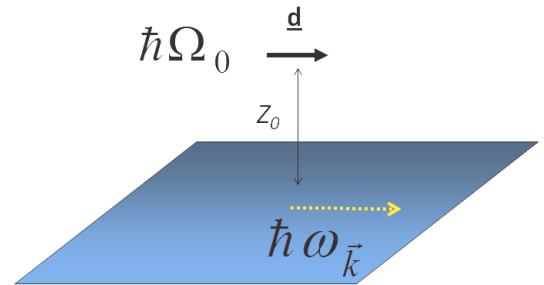


Fig.1 Quantum dot with dipole transition $\underline{d}$ at the distance z_0 from a flat metal surface. Coupling with surface plasmons provides relaxation of the two-level system.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Вашук Е. С.¹, Башенко Л. П.², Будовских Е. А.², Аксёнова К. В.², Громов В. Е.²

¹*Филиал ФГБОУ ВО «Кузбасский государственный технический университет имени
Т.Ф. Горбачева» в г. Прокопьевске, vashuk2012@bk.ru*

²*ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет»
gromov@physics.sibsiu.ru*

Развитие промышленности приводит к появлению новой техники и расширяет требования к материалам, необходимым для ее изготовления, которые обеспечиваются путем упрочнения поверхности деталей. Одним из новых методов упрочнения является комбинированная обработка, сочетающая электровзрывное легирование (ЭВЛ) и последующее облучение электронным пучком, вызывающее импульсно-периодическое переплавление поверхности легирования.

Целью данной работы является выявление закономерностей формирования рельефа поверхности, распределения элементного и фазового составов по глубине, повышения микротвердости и износостойкости поверхности стали 45 в зависимости от параметров электровзрывного боромеднения и последующей электронно-пучковой обработки (ЭПО).

Установлено неоднородное распределение легирующих элементов по объему зоны электровзрывного легирования. Строение зоны ЭВЛ по глубине включает в себя покрытие, приповерхностный, промежуточный и приграничный слои. Общая толщина зоны легирования достигает 25 мкм. В структуре рельефа выделяются следы радиального течения расплава из центра зоны легирования к периферии, обусловленного неоднородным силовым воздействием плазменной струи на поверхность, приводящим к конвективному перемешиванию расплава. При увеличении поглощаемой плотности мощности радиальное течение становится более выраженным.

Последующая ЭПО при всех режимах сопровождается плавлением поверхности и объединением покрытия с приповерхностным слоем, увеличению глубины зоны упрочнения до 80 мкм. Вблизи поверхности формируется структура ячеистой или дендритной кристаллизации, в глубине – зеренная структура. Увеличение поглощаемой плотности мощности и общего времени воздействия ЭПО приводит к росту междендритного расстояния и диаметра зерен. Увеличиваются также размеры мартенситных игл в глубине.

С ростом поглощаемой плотности мощности и увеличением массы порошка бора в 3 раза наблюдается увеличение параметра шероховатости R_a зоны электровзрывного боромеднения от 2,5 до 6,4 мкм. Последующая ЭПО приводит к уменьшению шероховатости с параметром R_a от 5,6 до 2,5 мкм и появлению на поверхности кратеров вместо следов радиального течения.

Микротвердость поверхности и глубина зоны упрочнения после ЭВЛ увеличиваются с ростом поглощаемой плотности мощности и концентрации бора и достигают 1400 HV. С ростом поглощаемой плотности мощности глубина зоны легирования и толщина приповерхностного слоя с высоким уровнем упрочнения с ростом концентрации бора в плазменной струе увеличиваются в 1,5 и 2,0 раза соответственно. При последующей ЭПО уровень микротвердости уменьшается до 800 HV. Испытания на износостойкость поверхностных слоев в условиях истирания без смазки показали, что комбинированная обработка, сочетающая ЭВЛ и ЭПО, приводит к увеличению износостойкости по сравнению с основной до 5 раз в зависимости от режима обработки.

Улучшение физико-механических свойств зоны легирования обусловлено формированием закалочных структур, включающих субмикрокристаллические упрочняющие фазы боридов FeB, Fe₂B, FeB₂, карбоборида Fe₂₃(C, B)₆ и карбида B₄C.

MAGNETIC PHASE TRANSITIONS IN IRON-CONTAINING CHALCOGENIDES $\text{Fe}_x\text{Ti}(\text{S},\text{Se})_2$ WITH A LAYERED CRYSTAL STRUCTURE

Baranov N. V.^{1,2}, Selezneva N.V.², Sherokalova E. M.², Gubkin A.F.^{1,2}

¹ M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of RAS, Ekaterinburg, Russia

² Institute of Natural Sciences and Mathematics, Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia
baranov@imp.uran.ru

Transition metal (T) dichalcogenides TX_2 (X = chalcogen) with a layered crystal structure of the NiAs-type are known as starting compounds for a large family of objects with new interesting physical and chemical properties and potential for various applications that motivate further research from fundamental and practical points of view. In TX_2 consisting the X – T – X tri-layers coupled by weak van der Waals forces, the foreign M atoms may be inserted (intercalated) in such van der Waals gaps. The intercalation of TX_2 with 3d transition metal atoms (M) having non-fully filled 3d electronic shells makes it possible to obtain structures with alternating layers of magnetic and nonmagnetic atoms. The magnetic properties of these intercalated compounds are controlled by combination of reduced dimensionality, ordering effects, magnetocrystalline anisotropy, and exchange interactions of different types. The superexchange via chalcogen ions and indirect RKKY-type exchange interaction via conduction electrons are suggested to be mainly responsible for the magnetic order in the intercalated $M_x\text{TX}_2$ compounds. The $M_x\text{TX}_2$ compounds demonstrate a rich variety of magnetic states; spin-glass, cluster-glass magnetic states and three-dimensional long-range magnetic orderings of various types are observed depending on the kind and concentration of intercalated M atoms, and on the type of the TX_2 matrix.

Comprehensive studies by using X-ray and neutron diffraction, the measurements of the magnetization in steady and pulsed magnetic fields and magnetoresistance have been performed for the titanium dichalcogenides $\text{Fe}_x\text{TiS}_{2-y}\text{Se}_y$ intercalated with iron in order to reveal how the changes in the Fe content and replacement of sulfur by selenium affect the magnetic state of these compounds. It has been shown that an increase in the selenium content in antiferromagnetic (AF) compounds $\text{Fe}_{0.5}\text{TiS}_{2-y}\text{Se}_y$ leads to a decrease in the period of the magnetic structure, the change from the spin-flip to spin-flop type transitions and an near tenfold increase in the critical transition field. Such changes in the magnetization processes from Ising to Heisenberg-type are ascribed to decrease in the energy of the magnetocrystalline anisotropy owing to the crystal lattice expansion caused by substitution. It was found that in the compounds $\text{Fe}_{0.5}\text{TiS}_{2-y}\text{Se}_y$ with a low selenium content, the field-induced phase transition from the AF to the ferromagnetic (F) state at low temperatures is irreversible and is accompanied by significant changes in the electrical resistivity [1]. The presence of remnant magnetoresistance in $\text{Fe}_{0.25}\text{TiS}_2$ and $\text{Fe}_{0.5}\text{TiS}_{2-y}\text{Se}_y$ compounds ($y < 0.5$) after the application of a magnetic field indicates the formation of a metastable field-induced F state. The irreversibility of the AF-F transition in $\text{Fe}_{0.5}\text{TiS}_2$ is confirmed by neutron diffraction measurements [2]. The sulfur-rich $\text{Fe}_x\text{TiS}_{2-y}\text{Se}_y$ compounds with $x \geq 0.25$ behave at low temperatures as highly coercive Ising-type magnets with a coercive force of up to 60 kOe. It is shown that, along with the Ising character of Fe ions, magnetoelastic interactions can be responsible for the formation of the metastable field-induced high-coercive F state.

This work was supported by the Ministry of Education and Science of Russia (theme AAAA-A18-118020290129-5 and project FEUZ-2020-0054)

[1] N.V. Baranov et al., *Phys. Rev. B*, 100 (2019) 024430

[2] A. Gubkin et al., *J. Alloys Comp.*, 616 (2014) 148.

КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ОЦЕНКИ ПАРАМЕТРОВ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ МЕЖФАЗНЫХ И МЕЖЗЕРЕННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАТЯЖЕНИЙ В СПЛАВЕ Ti-6Al-4V

Горнакова А.С., Прокофьев С.И.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

alenahas@issp.ac.ru

В настоящей работе исследовали микроструктуру сплава Ti-6Al-4V, после отжига в вакууме в широком интервале температур в области $\alpha+\beta$, образцы закаляли в воде. Области, образовавшиеся при закалке в результате разложения α - и β - зерен, образовавшихся в процессе отжига, сохранили форму предшествующих α - и β - зерен. Рассмотрены тройные переходы, образованные двумя α/β межфазными границами (МФГ) и одной межзеренной границей (МЗГ) в α - или β - фазе. Соответствующие углы θ_α и θ_β , образованные двумя α/β МФГ, были измерены на изображениях СЭМ. Тогда средние соотношения $R_\alpha = \gamma_\alpha/\gamma_{\alpha\beta}$ и $R_\beta = \gamma_\beta/\gamma_{\alpha\beta}$, ($\gamma_\alpha, \gamma_\beta$, и $\gamma_{\alpha\beta}$ - средние поверхностные напряжения границ зерен (ГЗ) в α - фазе, в β - фазе и α/β МФГ, соответственно) были определены для всех температур отжига температурные зависимости R_α и R_β приведены на Рис. 1.

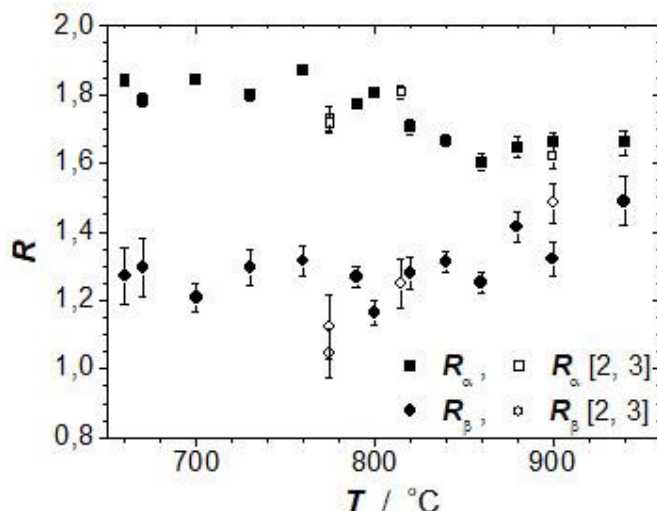


Рисунок 1. Температурные зависимости $R_\alpha(T)$ и $R_\beta(T)$ [1].

На основе этих зависимостей и литературных данных были получены количественные оценки параметров температурных зависимостей средних поверхностных напряжений ГЗ в α - и β - фазе, а также МФГ α/β в области $\alpha+\beta$ сплава Ti-6Al-4V.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичном финансировании РФФИ (грант 18-03-00067).

[1] Gornakova A.S., Prokofjev S.I., Energetics of intergranular and interphase boundaries in Ti-6Al-4V alloy, J. Mater. Sci. V. 55, (2020) 9225–9236,

DOI: 10.1007/s10853-020-04432-w

[2] Semiatin SL, Kirby BC, Salishchev GA (2004) Coarsening Behavior of an Alpha-Beta Titanium Alloy. Metall Mater Trans A (35A):2809-2819

[3] Sargent GA, Zane AP, Fagin PN, Ghosh AK, Semiatin SL (2008) Low-temperature coarsening and plastic flow behavior of an alpha/beta titanium, billet material with an ultrafine microstructure. Metall Mater Trans A 39A:2949-2964

СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ $\text{Cu}^{2+}:\text{MgAl}_2\text{O}_4$ КЕРАМИКИ**В.В. Осипов, В.И. Соломонов, В.В. Платонов, В.А. Шитов***Институт электрофизики УрО РАН, 620016 Екатеринбург, Россия**plasma@ier.uran.ru*

Методом лазерной абляции твердой мишени, приготовленной из смеси чистых порошков (MgO , Al_2O_3 , CuO) микронного размера, синтезированы нанопорошки со средним размером частиц 18 нм. Наночастицы состояли из двух фаз: шпинели MgAl_2O_4 -98 вес.% с периодом кристаллической решетки $a=0,8069$ нм и областью когерентного рассеяния (ОКР) 13,2 нм и куприта Cu_2O – 2 вес.% с $a=0,42$ нм и (ОКР) = 11,2 нм. Таким образом, в нанопорошках основная часть введенной в мишень меди выделилась в виде отдельной фазы-куприта (Cu_2O). Затем нанопорошки прессовались в таблетки диаметром 14,4 мм и толщиной 3 мм при давлении 200 МПа. Плотность компактов составляла около 50% от теоретического значения ($3,729\text{г/см}^3$). Спекание компактов проводилось при температуре $T=1400$ и 1450°C в течение 1 часа в вакууме и в воздушной атмосфере. В образцах, спеченных при $T=1450^\circ\text{C}$ в вакууме, кроме шпинели с содержанием более 99 вес.% с постоянной решетки $a=0,8070$ нм и ОКР = 430 нм, обнаружены следы металлической меди (менее 0,5 вес.%) в кубической фазе с $a=0,3622$ нм.

Измерялись спектры пропускания нанопорошков и керамик, спеченных при $T=1450^\circ\text{C}$ в вакууме и на воздухе. В спектрах нанопорошков наблюдались сильные поглощения воды на длинах валентных (3 мкм) и деформационных (6,1 мкм) колебаний и слабые полосы при длинах волн $\lambda_1=1,4$ и $\lambda_2=1,9$ мкм. В спектрах пропускания керамики, спеченной на воздухе, наблюдались две сильные полосы поглощения с центрами при $\lambda_1=1,55$ и $\lambda_2=3,45$ мкм. Подобные, но смещенные в коротковолновую сторону полосы поглощения ($\lambda_1=1,45$ и $\lambda_2=3,05$ мкм) наблюдались в керамике, спеченной в вакууме. Обращает на себя внимание, что в обоих случаях отношения длин волн $\lambda_1/\lambda_2=4/9$ совпадают с отношением сил кристаллических полей в тетраэдрической и октаэдрической позициях. Отсюда следует, что полоса λ_1 соответствует поглощению ионов Cu^{2+} в октаэдрической, а при λ_2 – в тетраэдрической позициях.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ 20-08-00054.

THE ROLE OF INTERFACE STRESS IN THE THERMAL DEGRADATION OF CU/W NANO-MULTILAYERS

Druzhinin A. V.^{1*}, Cancellieri C.², Straumal B. B.^{1,3,4}

¹*National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russian Federation*

²*Empa, Swiss Federal Laboratories for Materials Science and Technology, Dübendorf, Switzerland*

³*Institute of Solid State Physics and Chernogolovka Scientific Center, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, Russian Federation*

⁴*Karlsruhe Institute of Technology (KIT), Eggenstein-Leopoldshafen, Germany*

*e-mail: druzhininsas@mail.ru

Nano-multilayers (NMLs) are functional nano-architectures, which mechanical, chemical and physical properties can be tailored by smart microstructural and interfacial design. Upon thermal treatment, the layered structure of NMLs of immiscible metals degrades, forming the nanocomposite (NC) microstructure. The mechanical, electrical and thermal properties of NCs can be tailored by varying the formed microstructure through the change of initial thicknesses of constituent nanolayers in NMLs. The driving force of the degradation is of capillary nature, i.e. the system tends to decrease the energies of interfaces by wetting.

In the present work, the degradation upon thermal annealing (400 – 800 °C; duration of 100 min) of sputtered Cu/W NMLs with different nanolayer thicknesses (3, 5, 10 nm) is rationalized. It was revealed that the transition to NC is anticipated by the release of large residual stresses in Cu and W nanolayers (–0.5 ÷ –3.0 GPa for Cu; –3.0 ÷ –7.0 GPa for W). The degradation of NMLs starts only when the major part of residual stresses is released. Such an unusual behavior is attributed to the large magnitude of interface stress f , which is defined as the work necessary to strain Cu/W interfaces (strong Cu{111}<–101>||W{110}<–111> texture presents in all NMLs): the calculated value is 11.25 ± 0.56 J/m². The interface stress contributes to the initial large magnitudes of residual stresses and increases the energy required to create the unit of Cu/W interface, i.e. the Young's equation reads as $\cos(\varphi/2) = \gamma_{GB}/2(\gamma_{int} + f\varepsilon)$, where γ_{GB} is the W/W grain boundary energy, γ_{int} is the Cu/W interface energy, f is the interface stress of Cu/W interfaces and ε is the associated strain of the interface. It was found that the magnitude of interface stress f decreases to zero at the temperatures of the onset of NML degradation (700 – 800 °C), and the $f(T)$ dependence is the linear function. At the temperature where the degradation begins, the Young's equation converts to the conventional form of $\cos(\varphi/2) = \gamma_{GB}/2\gamma_{int}$. The W/W grain boundary energy being higher than two Cu/W interface energies, results in the complete wetting ($\varphi = 0^\circ$) of W/W grain boundaries by Cu and consequent degradation of the multilayer microstructure. This phenomenon can be used to tailor the thermal stability of multilayer microstructure upon high temperature annealing.

The reported study was funded by RFBR, project number 19-33-90125.

ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ $\text{Cd}_3\text{As}_2 + n$ мол. % MnAs , $n=10, 20, 30$ И $44,7$ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Л.А. Сайпулаева¹, А. Г. Алибеков¹, Н.В. Мельникова² А.В. Тебеньков²,
А.Н. Бабушкин², М.М. Гаджиалиев¹, В.С. Захвалинский³, А.И. Риль⁴, С.Ф. Маренкин^{4,5}

¹ Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН, Махачкала, Россия ² Уральский
федеральный университет, Институт естественных наук, Екатеринбург, Россия

³ Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород,
Россия

⁴ Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, Москва, Россия

⁵ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия

Исследования барических зависимостей коэффициента Зеебека для композитов $\text{Cd}_3\text{As}_2 + n$ мол. % MnAs ($n=10, 20, 30$ и $44,7$) проведены по следующей схеме: постепенно увеличили давления от ~ 4 ГПа до максимального ~ 50 ГПа через определенные барические интервалы, выдерживая образец перед тем, как провести измерение, некоторое время при каждом значении увеличивающейся нагрузки, и затем при последующем постепенном снижении давления до исходного. Исследования транспортных свойств композитов при давлениях до 50 ГПа показали, что в образцах $\text{Cd}_3\text{As}_2 + n$ мол. % MnAs ($n = 10, 20, 30$) основными носителями при высоких давлениях до 50 ГПа являются дырки, в материале с $n=44,7$ – электроны. Величина коэффициента Зеебека и его знак для композита с $n=44,7$ характерны для исследуемого материала, представляющего собой полупроводниковую матрицу (Cd_3As_2 – узкозонный полупроводник n -типа) с ферромагнитными гранулами MnAs . В случае материалов с меньшим содержанием гранул MnAs преобладающими в условиях давлений, превышающих 3 ГПа, являются дырочные носители. Вопрос о наблюдаемом эффекте преобладания дырочных носителей над электронными в ряде исследуемых композитов, основную роль в проявлении которого играют, вероятно, процессы в матрице Cd_3As_2 , с учетом того, что толщина образца, изучаемого в условиях давлений до 50 ГПа, составляет 10-30 мкм, требует дальнейших экспериментальных и теоретических исследований.

Все материалы проявляют особенности в поведении термоэдс (экстремумы, точки перегиба на кривых $S(P)$ или гистерезис по давлению) в интервале 28-35 ГПа в случае $n=10$ и $n=20$, при 20-35 ГПа для $n=30$ и в области 30 - 35 ГПа для $n=44,7$. При давлении, превышающем 40 ГПа, термоэдс меняется слабо или практически не меняется, как при увеличении, так и при последующем уменьшении давления.

При приложении высокого гидростатического давления и помещении системы при этом в электрическое поле будет наблюдаться релаксация неравновесной системы и постепенный переход в равновесное состояние. При этом наблюдается пластическая деформация и существенно возрастает число точечных дефектов, дислокаций, примесей, особенно в барической области структурных переходов, за счет деформационных процессов.

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Fe-Pd, ЛЕГИРОВАННЫХ ФОСФОРОМ, БОРОМ И КРЕМНИЕМ

Головня О.А., Власова Н.И., Попов А.Г., Гавико В.С.

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия
golovnya@imp.uran.ru

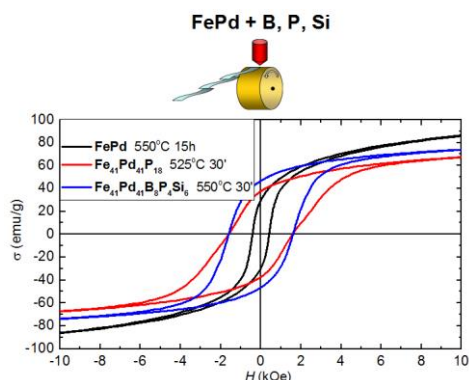


Рис. 1. Петли гистерезиса БЗС лент после отжига при оптимальной температуре [3].

при $T = 550^\circ\text{C}$ достигается максимальное значение $H_c = 1560$ Э (Рис. 1), что в 2.6 раза превышает коэрцитивную силу быстро закаленного нелегированного сплава FePd [3].

Нанокристаллическое состояние эквиаatomного сплава FePd невозможно получить методом закалки расплава на вращающееся колесо, и коэрцитивная сила H_c быстро закаленного сплава (БЗС) не превышает 600 Э [1,2]. Нанокристаллическая структура была реализована нами в БЗС лентах FePd, легированных комплексом металлоидов P, B и Si (Рис. 2). Установлено, что формирование нанокристаллической структуры в БЗС с оптимальным содержанием легирующих элементов ($\text{Fe}_{41}\text{Pd}_{41}\text{P}_4\text{B}_8\text{Si}_6$) сопровождается каскадом фазовых превращений: (исходная ОЦК структура) $\rightarrow$ (наноразмерные зерна ГЦК структуры и гексагональной фазы Fe_2P) $\rightarrow$ (медленное образование зародышей фазы $L1_0$) $\rightarrow$ (интенсивный рост зерен $L1_0$). За 30 минут отжига

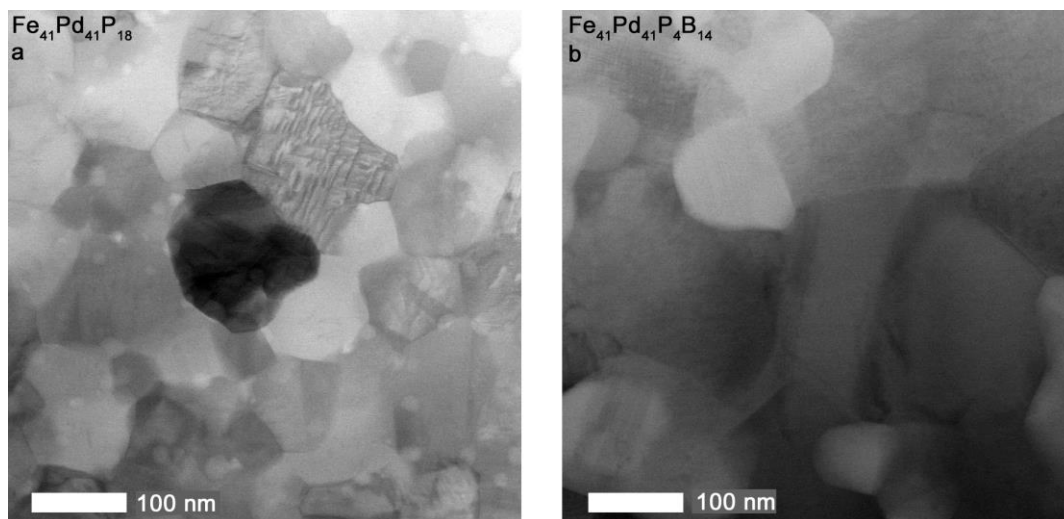


Рис. 2. ТЕМ-изображение микроструктуры лент $\text{Fe}_{41}\text{Pd}_{41}\text{P}_{18}$ (a) и $\text{Fe}_{41}\text{Pd}_{41}\text{P}_4\text{B}_{14}$ (b) после упорядочивающего отжига [3].

Результаты получены в рамках Государственного задания научная тема «Магнит» и проекта РФФИ 17-52-45097 ИНД_а.

- [1] A. E. Yermakov and V. V. Maykov, Phys. Met. Metallogr. 69, 198 (1990).
- [2] N. I. Vlasova, A. G. Popov, N. M. Kleinerman, V. V. Serikov, V. S. Gaviko, and L. A. Stashkova, Philos. Mag. 99, 2198 (2019).
- [3] O. A. Golovnya, A. G. Popov, N. I. Vlasova, A. V. Protasov, V. S. Gaviko, V. V. Popov, and A. Kashyap, J. Magn. Magn. Mater. 481, 212 (2019).

НЕСТАЦИОНАРНОЕ ДВИЖЕНИЕ ИНДИВИДУАЛЬНЫХ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ

Сурсаева В.Г., Семенов В.Н.

Россия, Черногловка, Институт физики твердого тела РАН
sursaeva@issp.ac.ru

Нестационарное движение зернограничных дефектов при изотермическом отжиге характеризуется изменением их скорости и формы в ходе роста зёрен. Экспериментально обнаружено, что лишь 20% тройных стыков перемещаются стационарно в поликристалле [1]. Это подтверждено результатами моделирования роста зёрен [2]. Считается, что это вызвано топологическими перестройками в микроструктуре. Стационарное состояние может быть достигнуто в ходе релаксации в течение промежутка времени, которое определяется механизмом релаксации [3]. Известен механизм релаксации напряжений на движущихся границах зёрен при изотермических отжигах за счёт фасетирования границ. Релаксация напряжений в тройных стыках может вызывать смену механизма движения за счёт изменения структуры границы, и, как следствие, подвижности тройного стыка. Стыковая кинетика движения тройного стыка изменяется на граничную [4]. Мы изучали экспериментально движение индивидуальных тройных стыков, которые были специально изготовлены в форме вершин вытянутой петли с двумя боковыми особыми границами наклона $[11\bar{2}0]$ и третьей малоугловой. В качестве материала исследования был выбран цинк, как сильно анизотропный материал. Напряжения, возникающие в трикристаллах из-за разности коэффициентов термического расширения в цинке в разных зёрнах, на одних границах могут увеличиваться, на других уменьшаться [5], их можно снизить или снять за счет движения тройных стыков. Объяснение релаксации напряжений предлагает модель делокализации ядер дислокаций, которая описывает релаксацию зернограничных дислокаций как непрерывное «растекание» деформации [6], ядро дислокации как бы «размазывается». «Размазывание» будет идти до тех пор, пока не установится равновесие при определенном размере ядра дислокации. В результате энергия дислокации уменьшается, а энергия границы растёт. Рост энергии границы означает изменение её структуры, и как следствие, подвижности. В нашем эксперименте один из тройных стыков демонстрирует переход движения от стыковой кинетики к граничной при повышении температуры изотермического отжига. Об этом свидетельствуют различие в значениях энтальпии активации. При граничной кинетике стык движется безактивационно, так как движение контролируется движением особых границ наклона $[11\bar{2}0]$ [7]. Другой стык перемещается только по стыковой кинетике. Это означает, что в ходе эксперимента релаксация напряжений прошла только для одного стыка.

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

Литература.

- [1] Piazzolo, V. G. Sursaeva, D. J. Prior. Z Metallknd 96 (2005) 10, 1152-1157.
- [2] Quan Zhao, Wei Jiang b, David J. Srolovitz d, Weizhu Bao. Acta Materialia 128 (2017) 345-350.
- [3] Кульков, В. Г. Релаксационные процессы на границах зерен в металлах: Монография / В. Г. Кульков. – Волжский Филиал МЭИ в г. Волжском, 2015. – 162 с.
- [4] Czubyko U., Sursaeva V.G., Gottstein G., Shvinderman L.S. // Acta Materialia. 1998. V. 46. P. 5863-5871.
- [5] Evans A.G. // Acta metal, 1978. V.26. P.1845.
- [6] Новиков В.Ю. и Перевезенцев В.Н. // Поверхность. Физика, химия, механика, 1986. Т.12. С.121.
- [7] Ч.В.Копецкий, В.Г.Сурсаева, Л.С.Швиндлерман. ФТТ, 1979,21, стр.401-405.

НАБЛЮДЕНИЕ КВАНТОВОГО ТОПОЛОГИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА ХОЛЛА В СЕЛЕНИДЕ РТУТИ – КАНДИДАТЕ В СЕМЕЙСТВО ПОЛУМЕТАЛЛОВ ВЕЙЛЯ

А.Т. Лончаков, С.Б. Бобин, В.Н. Неверов
ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия
lonchakov@imp.uran.ru

Впервые в трехмерной немагнитной системе (кандидате в семейство полуметаллов Вейля без центра пространственной инверсии – селениде ртути [1] с экстремально низкой концентрацией электронов $8.8 \cdot 10^{15} \text{см}^{-3}$) обнаружен квантовый эффект Холла чисто топологической природы, который наблюдается независимо от ориентации магнитного поля относительно электрического тока [2]. В магнитном поле, перпендикулярном электрическому току, на холловском сопротивлении ρ_{xy} в ультраквантовом пределе наблюдалось протяженное плато (рис.1a). Однако предшествующие плато оказались сильно размытыми из-за классического эффекта Холла, связанного с силой Лоренца. Наиболее четкая структура плато выявлена в отсутствии силы Лоренца на магнитолевой зависимости «продольного» холловского сопротивления (поле параллельно току), феноменологически определенного аналогично традиционному (поперечному) ρ_{xy} . Важно, что появление плато в ρ_{xy} сопровождается минимумом продольного магнитосопротивления ρ_{xx} (рис.1b). При этом «продольная» холловская проводимость $\sigma_{xy} = (\rho_{xy})^{-1}$ в полном соответствии с законами квантования имеет лестничную структуру с величиной кванта $\Delta\sigma_{xy} = 308 \text{ (Ом} \cdot \text{см)}^{-1}$ (рис.1c, левая шкала). Принципиально важно дополняет картину эффекта близкий к полуцелому фактор заполнения $\nu = \sigma_{xy} / \Delta\sigma_{xy}$ (рис.1c, правая шкала), подтверждающий наличие в электронном спектре конусов Вейля. Новый поперечный квантовый магнитотранспортный эффект получил название «квантовый топологический эффект Холла» (КТЭХ) [2].

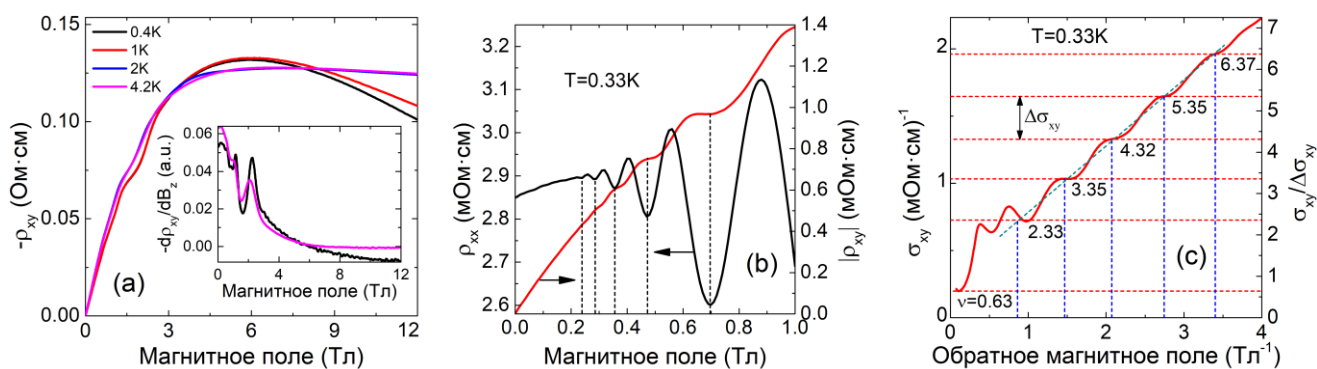


Рис.1. КТЭХ в HgSe с концентрацией электронов $8.8 \cdot 10^{15} \text{см}^{-3}$.

Существующие теоретические представления позволяют ассоциировать обнаруженный КТЭХ в HgSe с полуцелым квантовым спиновым эффектом Холла для полуметаллов Вейля с отсутствующим центром пространственной инверсии [3]. Квантование «продольной» холловской проводимости может стать перспективным магнитотранспортным методом для детектирования узлов Вейля в твердых телах. Полученные результаты открывают новое направление в магнитотранспорте – исследование квантового аномального (спинового) эффекта Холла в топологических полуметаллах.

- [1] S.B. Bobin, A.T. Lonchakov, et al., J. Phys.: Condens. Matter **31**, 115701 (2019).
- [2] A.T. Lonchakov, S.B. Bobin, et al., J. Phys.: Condens. Matter **31**, 405706 (2019).
- [3] Y. Sun, Y. Zhang, C. Felser and B. Yan, Phys. Rev. Lett. **117** 146403 (2016).

СЛОИСТО-ВОЛОКНИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ С МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

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

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

kiiko@issp.ac.ru

Образцы представленного в работе конструкционного композитного материала имеют плотность, соответствующую плотности титановых сплавов ($\sim 4.5 \text{ г/см}^3$). Однако композитные образцы обладают существенно большей жесткостью за счет высокомодульных армирующих волокон монокристаллического сапфира и интерметаллидов титан-алюминий, которые, кроме того, потенциально в состоянии обеспечить более высокую прочность, сопротивление ползучести, а также, учитывая характер разрушения структуры, и трещиностойкость в сравнении с указанными сплавами. Это делает перспективной разработку такого типа композитов.

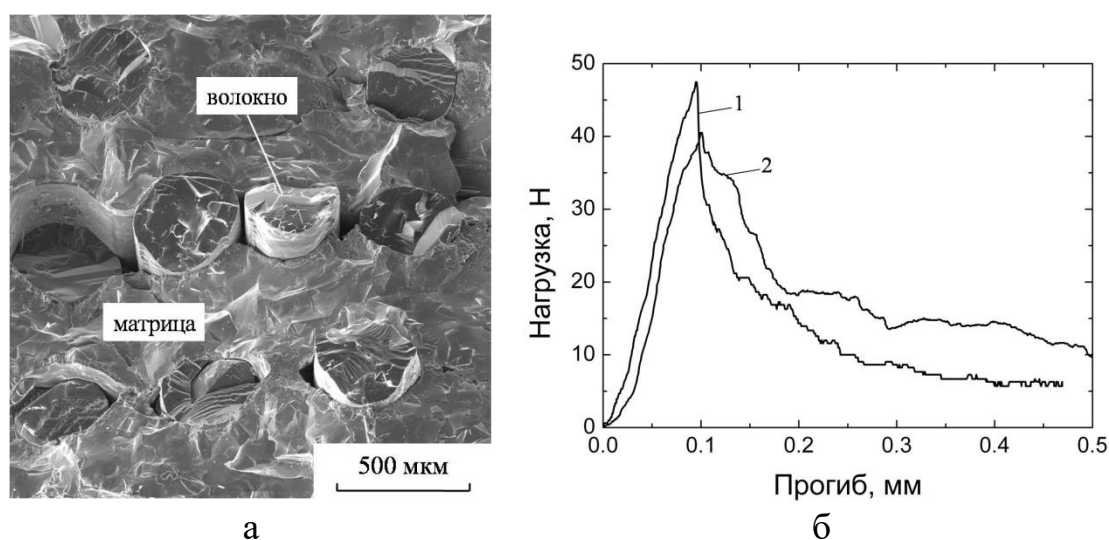


Рис. 1. Примеры поверхности разрушения образца композитного материала (а) и зависимостей прогибов двух образцов (1 и 2) от нагрузок при испытаниях (б).

Образцы изготавливались методом диффузионной сварки в вакууме заготовок, собранных из слоев титановой и алюминиевой фольг и однонаправленно расположенных волокон сапфира, разделенных титановым порошком. В результате формировалась практически беспористая структура, а поверхность разрушения полученных образцов ($\sim 4 \times 3 \times 25 \text{ мм}$), рис. 1а, и деформационные кривые, рис. 1б, в результате испытаний свидетельствуют о нехрупком разрушения композита.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-03-00296).

РОЛЬ ЭФФЕКТА ЗЕЕМАНА В СПИН-ЗАВИСИМОМ ПЕРЕНОСЕ ЗАРЯДА В ОРГАНИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРНЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ

Криничный В. И., Юданова Е. И., Денисов Н. Н.

Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

kivi@cat.icp.ac.ru

В последнее время большое внимание уделяется синтезу и исследованию органических нанокомпозигов полимер:фуллерен из-за перспективности их использования в молекулярной электронике [1] и спинтронике [2]. Носители заряда таких соединений парамагнитны. Поэтому все протекающие в них процессы являются спин-зависимыми. Это дает возможность обратимо управлять ими внешними физическими воздействиями, например, инициирующим облучением и/или обменным взаимодействием между спиновыми ансамблями [3].

В работе предложен альтернативный метод управления электронными процессами таких соединений варьированием частоты прецессии и электронной релаксации спинов их носителей заряда. Анализируются результаты исследования процессов образования, релаксации, динамики и рекомбинации спиновых носителей заряда, фотоиницированных в объемных гетеропереходах различных композитов, в том числе, сформированного региорегулярным поли(3-гексилтиофеном) (ПЗГТ) и метиловым эфиром [6,6]-фенил- C_{61} -масляной кислоты (МЭФС₆₁МК) многочастотным ($\omega_e/2\pi = 9.7\text{--}130$ ГГц) методом светоиницированного ЭПР (СЭПР).

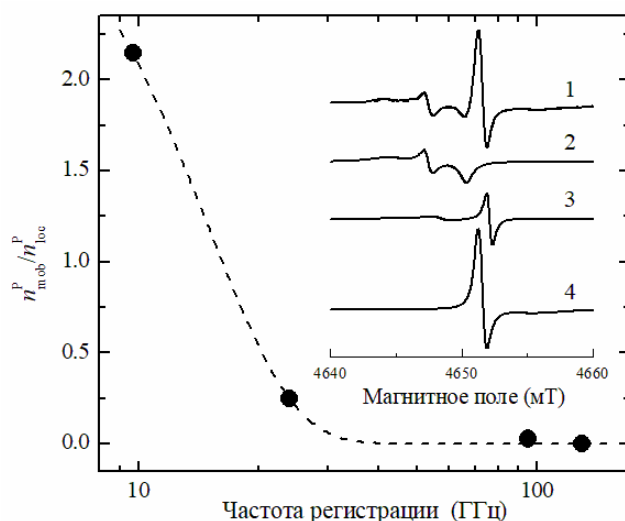


Рис. 1. Зависимость отношения концентраций мобильных, n_{mob}^P и локализованных n_{loc}^P поляронов, фотоиницированных в композите ПЗГТ:МЭФС₆₁МК от частоты регистрации, $\omega_e/2\pi$. На вставке - СЭПР спектр этого композита (1), а также его вкладов за счет локализованных поляронов $P_{loc}^{+\bullet}$ (2), анион-радикалов метанофуллерена $mF_{loc}^{-\bullet}$ (4) и мобильных пар этих носителей зарядов $P_{mob}^{+\bullet} \leftrightarrow mF_{mob}^{-\bullet}$ (3).

Обнаружено существенное уменьшение числа подвижных носителей заряда, фотоиницированных в ПЗГТ:МЭФС₆₁МК (см. рис. 1), других композитах при увеличении частоты регистрации их спектров СЭПР. Показано, что число таких носителей следуют уравнению Кронига-Баукампа (Kronig-Bouwkamp) [4], связывающему кросс-релаксацию и Зеемановское расщепление их спинов.

Работа частично поддержана междисциплинарным грантом РФФИ № 18-29-20011-мк.

- [1] M.C. Petty, Organic and Molecular Electronics: From Principles to Practice, Wiley, 2018.
- [2] Y. Xu, D.D. Awschalom, J. Nitta (Eds.), Handbook of Spintronics, Springer-Verlag, 2015.
- [3] V.I. Krinichnyi, E.I. Yudanov, N.N. Denisov et al., J. Phys. Chem. C, 124 (2020) 10852-10869.
- [4] R.d.L. Kronig, C.J. Bouwkamp, Physica, 5 (1938) 521-528.

ЭФФЕКТ МЕЙСНЕРА ОПРОВЕРГАЕТ ВТОРОЙ ЗАКОН ТЕРМОДИНАМИКИ**Никулов А.В.***ИПТМ РАН, Черноголовка, Россия*

nikulov@iptm.ru; nikulovalexey@gmail.com

Хорхе Хирш, известный как автор индекса Хирша, обращает внимание в недавних публикациях [1-3] на несоответствие общепризнанных теорий сверхпроводимости с законами термодинамики. Хирш на этом основании ставит под сомнение эти теории. Но анализ квантовых явлений, наблюдаемых в сверхпроводниках, заставляет поставить под сомнение не только теории сверхпроводимости, но и применимость равновесной термодинамики для описания динамических процессов в сверхпроводниках. Здесь важно знать, что до открытия эффекта Мейснера в 1933 году все авторы считали переход из сверхпроводящего в нормальное состояние объемного сверхпроводника помещенного в магнитное поле необратимым неравновесным термодинамическим процессом. Автор книги [4] писал в 1952 году:

”В то время [до 1933 года] предполагалось, что переход в магнитном поле по существу необратим, поскольку сверхпроводник рассматривался как идеальный проводник (в том смысле, который обсуждался в главе II), в котором при разрушении сверхпроводимости поверхностный ток, связанный с полем, затухает с выделением Джоулевой теплоты”.

Но после открытия эффекта Мейснера все физики стали считать, что переход является обратимым термодинамическим процессом и динамические процессы в сверхпроводниках стали рассматривать в рамках равновесной термодинамики [4], в которых были созданы все теории сверхпроводимости. Хотя поверхностный ток не перестал затухать с выделением Джоулевой теплоты после перехода в нормальное состояние. Этот процесс не отличается принципиально от затухания движения автомобиля с выделением Джоулевой теплоты в результате трения. Поэтому уверенность всех физиков после 1933 года в том, что этот процесс является обратимым термодинамическим процессом означает, что автомобиль может ездить без горючего, вопреки второму закону термодинамики.

С другой стороны если мы согласимся с авторами до 1933 года и признаем тот очевидный факт, что затухание направленного движения с выделением Джоулевой теплоты является необратимым термодинамическим процессом, то мы должны будем признать, что эффект Мейснера свидетельствует о процессе обратном необратимому термодинамическому процессу, который невозможен согласно второму закону термодинамики. Таким образом, эффект Мейснера опровергает второй закон термодинамики в любом случае. Этот фундаментальный закон опровергается также эффектом Литтла-Паркса, открытым в 1962 году, который свидетельствует о наблюдении кругового электрического тока незатухающего в кольцах из сверхпроводника при ненулевом сопротивлении.

Работа выполнена в рамках Государственного задания № 075-00920-20-00

- [1] J. E. Hirsch, Inconsistency of the conventional theory of superconductivity // EPL 130 (2020) 17006
- [2] J. E. Hirsch, Joule heating in the normal-superconductor phase transition in a magnetic field // Physica C 576 (2020) 1353687
- [3] J. E. Hirsch, Thermodynamic inconsistency of the conventional theory of superconductivity // Int. J. Mod. Phys. B 34 (2020) 2050175
- [4] D. Shoenberg, Superconductivity / Cambridge Univ. Press: London, 1952.

СПЛАВЫ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ НА ОСНОВЕ β -ТИТАНА

**Страумал Б.Б.¹⁻³, Рабкин Е.⁴, Струг Р.⁴, Горнакова А.С.¹, Кильмаметов А.Р.²,
Анисимова Н.Ю.⁵, Киселевский М.В.⁵**

¹*Институт физики твердого тела (ИФТТ) РАН, г. Черноголовка, Россия*

²*Черноголовский научный центр (НЦЧ) РАН, г. Черноголовка, Россия*

³*НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия*

⁴*Израильский технологический институт ТЕХНИОН, Хайфа, Израиль*

⁵*НМИЦ онкологии им. Н.Н.Блохина, г. Москва, Россия*

straumal@issp.ac.ru

Титановые сплавы используют в медицинских целях уже более 60 лет. Их используют при изготовлении искусственных сердечных клапанов, стентов кровеносных сосудов, эндопротезов костей и суставов (плечевых, коленных, тазобедренных, локтевых), для реконструкции ушных раковин, в лицевой хирургии, а также в качестве зубных имплантатов. В материалах первого поколения (таких как технически чистый титан или сплавы типа ВТ6) матрица состояла из фазы α -Ti или смеси α и β фаз. К сожалению, имплантаты из материалов первого поколения требуют замены уже через 10-15 лет эксплуатации. Это происходит из-за деградации имплантатов и потери контакта с костью. В последнее время и на смену этим материалам пришли β -титановые сплавы. Материалы второго поколения позволяют исключить вредное влияние ионов алюминия и ванадия, выделяющихся при постепенной коррозии имплантата, а их модуль упругости ближе к значениям для живой кости, чем у α и $\alpha+\beta$ сплавов. К важным направлениям развития β -титановых сплавов относится повышение их механической прочности, усталостной прочности, коррозионной стойкости и биосовместимости. Возникают и развиваются новые методы получения и термомеханической обработки титановых сплавов, такие как аддитивные технологии или интенсивная пластическая деформация. Весьма успешно идет замена дорогих компонентов (таких как тантал, цирконий или ниобий) на более дешёвые (например, хром и марганец). В результате свойства титановых имплантатов постепенно все больше приближается к свойствам человеческой кости, а срок их службы неуклонно возрастает.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ «Стабильность» 19-58-06002 и Министерства науки и технологии Израиля 3-16534)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ЦИНКОВОМ РАСПЛАВЕ НА ОБРАЗОВАНИЕ ЗАЩИТНОЙ ОКИСНОЙ ПЛЕНКИ НА ПОКРЫТИИ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕГО ОЦИНКОВАНИЯ

Добычина О.С., Коновалов С.В.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, г. Самара, Российская Федерация, o.kiseleva@zvpm.ru

Изделия, оцинкованные методом горячего оцинкования, обладают высокой коррозионной стойкостью в атмосфере, так как цинк является анодом к большинству металлов, используемых в коррозионно-активных средах, и это обуславливает долговечность металлоконструкций при их эксплуатации.

Анализ результатов натурных климатических испытаний горячеоцинкованных образцов из марок стали СтЗсп по ГОСТ 380 и S235JR по EN 10025, проводимых в условиях морского климата в районе прибрежной зоны Керченского пролива показал, что потери цинка в цинковом покрытии происходят в течение первого года с последующим замедлением скорости коррозии (таблица 1). Это обусловлено тем, что уровень защиты цинка определяется преимущественно наличием окисной пленки, проходящей следующие фазы: окисление, гидратация, карбонизация. Эти фазы занимают, в среднем, от 30 до 100 дней.

Таблица 1 Потери цинка на оцинкованных образцах, экспонированных в условиях морского климата

Продолжительность испытаний, ч.	Среднее значение потерь цинка в год, мкм/год
1440	3,54
2880	1,89
3600	1,65
8760	0,63

В течение времени образования окисной пленки изделия могут иметь продолжительный контакт с конденсатом или влагой с ограниченным доступом кислорода, что приводит к образованию побочного продукта «белой коррозии». Степень поражения «белой коррозией» может оказывать существенное влияние на защитные свойства покрытия с нарушением его целостности до основного металла и с ухудшением потребительских свойств.

Для изучения процессов образования окисной пленки на поверхности цинкового покрытия, полученного методом погружения изделий в расплав, легированный такими элементами, как никель, марганец, алюминий, были проведены исследования по установлению зависимости влияния данных элементов на формирование структуры покрытия, его свойств, и скорость образования окисной пленки на сталях СтЗсп по ГОСТ 380, S235JR по EN 10025, 09Г2С по ГОСТ 19281. В ходе исследований должна быть установлена зависимость между концентрацией элементов в расплаве цинка и скорости образования «белой коррозии». Будет проведено определение содержания легирующих элементов в структуре покрытия и их влияние на толщину цинкового покрытия при температуре цинкования 450°C и времени выдержки 2 мин.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕАКЦИОННЫХ ЯЧЕЕК В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ TiNi С ДОБАВКАМИ МОЛИБДЕНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ

Н.В. Артюхова, С.Г. Аникеев, О.Р. Мамазакиров

Томский государственный университет, г. Томск, Россия

Artyukhova_nad@mail.ru

Поиск новых материалов с расширенным комплексом конструкционных, структурных и физико-механических свойств является актуальной темой материаловедения. Сплавы с возможностью реализации мартенситных превращений под действием напряжения и температур позволяют решать сложнейшие задачи в науке и технике. Наиболее ярким представителем данных материалов является сплав на основе никелида титана (TiNi). Эффекты памяти формы (однократный, многократный, двусторонний), сверхэластичность, сверхпластичность, ферроэластичность, циклостойкость, демпфирующая способность, высокие коррозионные и биосовместимые свойства – комплекс функциональных свойств сплава на основе никелида титана. Известно, что использование малых добавок молибдена (Mo) повышает технологические свойства монолитного сплава на основе TiNi. Молибден и его сплавы отличаются высоким модулем упругости, малым температурным коэффициентом расширения, хорошей термостойкостью. Длительную прочность молибдена наиболее эффективно повышают элементы IVA подгруппы (цирконий, титан, гафний), VA подгруппы (ниобий, ванадий). Таким образом, имеющиеся слабые стороны материала на основе Mo могут быть компенсированы совместным использованием с титаном и никелем. Исследования в области создания пористых материалов на основе реакционной порошковой системы обозначенного состава не проводились ранее, а имеются лишь исследования двойных систем на основе сплавов TiNi, TiMo, NiMo. Целью работы является исследование закономерностей формирования продуктов синтеза в реакционных ячейках и диффузионных слоях в сплаве на основе никелида титана с различным содержанием молибдена.

В работе получены пористые сплавы на основе TiNi с различными добавками Mo (1; 15; 30 ат. %). Для создания экспериментальных образцов использована методика реакционного спекания, которая предполагает использование порошка Ti, Ni и Mo. Спекание проводили в электровакуумной печи при использовании различных температурных режимов (950–1200 °C). Температуру спекания определяли исходя из полученной макроструктуры образцов. Исходная температура спекания 950 °C использовалась для материалов без добавки Mo, с повышением концентрации добавки Mo происходит увеличение температур спекания до 1100–1200 °C. Избыточная температура спекания приводила к существенной усадке образца и снижению коэффициента пористости до 10–20 %, напротив, образцы, полученные при недостаточной температуре спекания, сохраняли исходную форму при незначительной усадке. Исследование структурных особенностей металлографических образцов TiNiMo проводили методом растровой электронной микроскопии и энергодисперсионным микроанализом.

Установлено, что добавки Mo меняют структуру всех составляющих реакционных ячеек: ядра Ti_2 , и прослойки Ti_2Ni , $TiNi$, $TiNi_3$, Ni_7 . С Изменения зафиксированы и в прослойке диффузионной зоны $Ti_2Ni/TiNi$, они связаны с появлением кроме слоя дендритов и хаотичных выделений дополнительного зернистого слоя. Добавки молибдена приводят к уширению диффузионной зоны в 3 раза по сравнению с исходным сплавом реакционной системы Ti–Ni без добавок. В материалах с низким показателем пористости интерметаллидов на основе Mo не обнаружено из-за недостаточной температуры спекания, найдены области твердого раствора $Mo_8(Ti_\alpha, Ni_\gamma)$ (90 ат.% Mo, 6 ат.% Ti, 4 ат.% Ni) на основе частиц Mo.

Работа выполнена при поддержке Совета гранта Президента РФ МК–448.2020.8.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Al-Mg-Sc-Zr С РАЗЛИЧНЫМ СООТНОШЕНИЕМ СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ

**Нохрин А. В., Шадрин Я. С., Бобров А. А., Козлова Н.А., Нагичева Г. С.,
Чувильдеев В. Н., Копылов В. И.**

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия, nohrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступали алюминиевые сплавы Al-Mg-Sc-Zr с суммарным содержанием Sc+Zr = 0.32 вес.%, которые могут быть использованы в общем и специальном машиностроении. Концентрация магния в сплавах составляла 2.5 и 4.0 вес.%. Содержание скандия варьировали от 0.10% до 0.22% с интервалом в 0.02%, пропорционально изменяя концентрацию циркония в сплаве. Образцы размером 22×22×200 мм получали методом индукционного литья, с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200 (материал изложницы – медь, материал тигля – оксид циркония, среда в плавильной камере - аргон). После литья сплавы гомогенизации не подвергались. Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура формировалась методом равноканального углового прессования (РКУП) при температуре 225 °С, число циклов РКУП – N=4.

В исходном состоянии литые сплавы характеризуются однородной крупнозернистой макроструктурой, в которой размер зерен и дендритов зависит от соотношения скандия и циркония. В сплавах с повышенным содержанием скандия или циркония формировалась однородная зеренная структура со средним размером зерен ~30-50 мкм. В структуре сплавов с промежуточным содержанием скандия и циркония формировалась неоднородная структура столбчатых кристаллов. В центральной части слитков присутствуют единичные субмикронные частицы $Al_3(Sc,Zr)$, образовавшиеся в процессе кристаллизации сплавов. Наибольшая объемная доля частиц присутствует в сплавах с промежуточной концентрацией скандия и циркония.

После РКУП средний размер зерна в сплавах составляет ~0.5 мкм. Средний размер и объемная доля частиц $Al_3(Sc,Zr)$ после РКУП не изменяются.

Проведенные исследования показали, что процесс распада твердого раствора в литых сплавах имеет двухстадийный характер. Установлено, что при более низких температурах отжига сначала выделяются частицы Al_3Sc , которые преимущественно располагаются на границах зерен / дендритов, а затем, при более высоких температурах отжига или больших временах старения наблюдается выделение частиц Al_3Zr в объеме кристаллической решетки. Показано, что в сплавах с повышенным содержанием скандия процесс выделения частиц Al_3Sc может протекать по механизму прерывистого распада.

Зависимость объемной доли частиц $Al_3(Sc,Zr)$ от времени отжига литых и УМЗ сплавов может быть описана с помощью уравнения Джонсона – Мела – Аврами – Колмогорова. Установлено, что энергия активации процесса выделения частиц близка к энергии активации диффузии по ядрам решеточных дислокаций и границам зерен, зависит от содержания скандия и циркония. Показано, что в области низких температур и/или малых времен отжига выделение частиц происходит преимущественно на границах зерен, а в области высоких температур и/или больших времен отжига – на ядрах решеточных дислокаций. Результаты исследований подтверждены данными просвечивающей электронной микроскопии.

Проведены исследования механических свойств и коррозионной стойкости УМЗ алюминиевых сплавов. Показано, что разработанные УМЗ алюминиевые сплавы обладают высокими характеристиками стойкости к межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию под напряжением, в несколько раз превышающими аналогичные показатели для промышленных алюминиевых сплавов Al-Mg (сплавы АМг6, 1575 и др.). Выбраны режимы отжига, обеспечивающие одновременно повышенную твердость, коррозионную стойкость и стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант №18-13-00306). Авторы благодарят В.В. Захарова (АО «ВИЛС», г. Москва) за рекомендации к выбору составов и режимов литья алюминиевых сплавов.

ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ СПЛАВОВ Cu–Cr–N и Cu–Cr–Nb–Zr ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Страумал П.Б.¹, Мартыненко Н.С.^{1,2}

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

² *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия*
pstraumal@imet.ac.ru

Материалы, предназначенные для электротехнической промышленности, должны обладать хорошей электропроводностью и высокими механическими свойствами для восприятия больших и неоднократно повторяющихся статических и динамических силовых нагрузок. Поэтому повышение механических свойств и электропроводности таких материалов, безусловно, является актуальной задачей. Для получения оптимального сочетания прочности и электропроводности принято применять к таким материалам термомеханическую обработку, включающую в себя закалку, деформационную обработку и последующее старение. Поэтому в настоящей работе проведено исследование влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) методами кручения под высоким давлением (КВД) на сплавы Cu–Cr–N и Cu–Cr–Nb–Zr.

Четырехкомпонентный сплав Cu–Cr–Nb–Zr был отожжен в течение длительного времени при температурах 600 и 950°C. После этих отжигов размер зёрен медной матрицы составил несколько сот микрон.

После отжигов сплавы подвергались КВД при комнатной температуре под давлением 6 ГПа на различное количество оборотов $N = 0,5; 5; 15$ (оборотов) на образцах диаметром 10 мм.

Полученные образцы исследовались при помощи сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновского фазового анализа. Также были измерены их микротвердость и электросопротивление.

Было выявлено, что в образцах сплавов Cu–Cr–Nb и Cu–Cr–Nb–Zr, отожженных при 950°C выделились частицы второй фазы NbCr₂. В образцах же, отожженных при 600°C выделения фазы NbCr₂ не произошло.

Рентгенофазовый анализ и просвечивающая электронная микроскопия показали, что сплавах Cu-0,47%Cr-0,23%Nb и Cu-0,47%Cr-0,23%Nb-0,15%Zr после отжига при 950°C происходит выделение фазы NbCr₂. При этом рентгенограммы образцов сплавов Cu-0,47%Cr-0,23%Nb и Cu-0,47%Cr-0,23%Nb-0,15%Zr после отжига при 600°C демонстрируют лишь пики медной матрицы. То есть отжига при 600°C не достаточно для выделения фазы NbCr₂ и она также не выделяется по время КВД. После КВД пики фазы NbCr₂ уширяются, но не пропадают, что говорит о том, что частицы второй фазы NbCr₂ не растворяются в медной матрице и продолжают упрочнять полученные сплавы.

Одновременное легирование Cr и Nb позволило получить ожидаемую вторую фазу NbCr₂, упрочняющую образцы. Совместное действие измельчения зерна путем КВД, частиц NbCr₂, и Zr позволило получить материалы с высокой микротвердостью и электросопротивлением.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-38-20145.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ**Д.С. Синеглазов, С.В. Дивинский, А.В. Покоев***Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева,
Самара, Россия*

dima.cineglazov@yandex.ru

Методом молекулярной динамики было выполнено численное моделирование процессов в металлических сплавах меди и никеля, с целью уточнения механизмов магнитоэластического эффекта, экспериментально наблюдаемого в медных, титановых, алюминиевых и магниевых сплавах.

Проведён численный эксперимент на растяжение Cu-Ni разного состава во внешнем МП. Показано отсутствие влияния МП на структуры с равномерным распределением атомов и на скорость движения дислокаций в исследованных структурах. Для структур с отличной магнитной проницаемостью атомов сегрегированных на дислокациях установлен эффект разного взаимодействия дислокаций, зависящего от величины индукции МП. Показано, что данные взаимодействия приводят к разным дислокационным структурам и могут являться одним из механизмов МПЭ.

Библиографические ссылки:

- [1] A.V. Pokoev, and J.V. Osinskaya, Manifestation of Magnetoplastic Effect in Some Metallic Alloys Defect and Diffusion Forum Submitted: 2017-07-30 ISSN: 1662-9507, Vol. 383, pp 180-184, DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.383.180.
- [2] Tranchida, J. et al. "Massively parallel symplectic algorithm for coupled magnetic spin dynamics and molecular dynamics." J. Comput. Phys. 372 (2018): 406-425. DOI: 10.1016/j.jcp.2018.06.042.
- [3] URL: <http://lammmps.sandia.gov/>
- [4] G. Bonny, R.C. Pasianot, N. Castin, and L. Malerba (2009), "Ternary Fe-Cu-Ni many-body potential to model reactor pressure vessel steels: First validation by simulated thermal annealing", Philosophical Magazine, 89(34-36), 3531-3546. DOI: 10.1080/14786430903299824.

ОТРИЦАТЕЛЬНОЕ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ И ДРУГИЕ ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННОГО ТРАНСПОРТА В РАЗЛИЧНЫХ ГИБРИДНЫХ ДВУХ-БАРЬЕРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВЫХ СТРУКТУРАХ

А. В. Зайцев

Институт радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова, РАН, 107903, Москва, Россия

Исследование гибридных структур, содержащих сверхпроводники и магнитные материалы, привлекает большой интерес благодаря ряду важных для фундаментальной и прикладной физики явлений, таких как спин-триплетное спаривание электронов, эффект гигантского магнитосопротивления, аномальные сверхпроводящий и магнитный эффекты близости и другие, которые изучались в большом количестве работ [1-5]. Весьма интересные явления могут реализоваться в гибридных двух-барьерных структурах S-IF-F-IF-N (S-сверхпроводник, F и N ферромагнитный и нормальный металл, соответственно, IF- спин-активный барьер), в частности, отрицательное дифференциальное сопротивление структуры, предсказанные в работе [6]. В настоящей работе исследована возможность реализации отрицательного дифференциального сопротивления и его асимметричная зависимость от напряжения для структуры S-I-F-IF-N (I - потенциальный барьер). Проводится обсуждение особенностей электронного транспорта и эффекта отрицательного дифференциального сопротивления в двух-барьерной структуре S-I-S'-I-N, предсказанные в работе [7].

- [1] F. S. Bergeret, A. F. Volkov, and K. B. Efetov, Rev. Mod. Phys. 77, 1321 (2005).
- [2] A. I. Buzdin, Rev. Mod. Phys. 77, 77, 935 (2005).
- [3] A. A. Golubov, M. Yu. Kupriyanov, and E. Il'ichov, Rev. Mod. Phys. 76, 411 (2004).
- [4] M. Eschrig, Rep. Progr. Phys. 78 (10), 104501 (2015).
- [5] F. S. Bergeret, M. Silaev, P. Virtanen, and T. T. Heikkilä, Rev. Mod. Phys. 90, 041001 (2018).
- [6] А. В. Зайцев, Письма в ЖЭТФ, 108, 206 (2018).
- [7] A. V. Zaitsev, A. F. Volkov, S. W. D. Bailey, and C. J. Lambert, Phys. Rev. B 60, 3559 (1999)

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ ДЛЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ПРИМЕНЕНИЙ

Шикунов С.Л., Каледин А.В.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московской обл., Россия

E-mail: shikunov@issp.ac.ru

Композиционные материалы на основе карбидокремниевой (SiC) керамики обладают высокой механической прочностью и окислительной стойкостью при температурах до 1500°C, твёрдостью, износостойкостью, низким коэффициентом термического расширения, устойчивостью к радиационным воздействиям, высокой химической инертностью и теплопроводностью.

В ИФТТ РАН разработана оригинальная методика получения композиционных материалов на основе карбидокремниевой керамики, позволяющая получать образцы с различным соотношением фаз SiC-Si-C, в том числе крупногабаритные изделия и детали сложной геометрической формы.

Методика основана на механизме взаимодействия расплава кремния с углеродсодержащей заготовкой определённого состава (углерод, органическая связка) и пористости. Изменяя фракционный состав порошков углеродного наполнителя, количество связующего и давление прессования углеродных заготовок, после их силицирования можно получать композиционные материалы на основе SiC керамики с различным фазовым составом (SiC – C – Si). В отличие от технологии получения карбидокремниевой керамики путём реакционного спекания или горячего прессования, в наших материалах не используются порошки первичного карбида кремния. Благодаря этому, исходную углеродную заготовку можно механически обрабатывать всеми доступными для обработки конструкционного графита способами и получать детали сложной геометрической формы. Размеры деталей после силицирования не изменяются и это позволяет исключить или минимизировать финишную механическую обработку керамического материала алмазным инструментом.

На Рис. 1 приведены фотографии, демонстрирующие этапы изготовления детали сложной геометрической формы - гребенки термопар для измерения поля температур газового потока:

а) углеродная заготовка после механической обработки; б) керамическая заготовка после силицирования; в) керамическая деталь после финишной обработки; г) деталь с защитным SiC покрытием. Следует отметить, что изготовить деталь подобной геометрии из карбидокремниевой керамики иными применяемыми технологиями более затратно и трудоёмко.

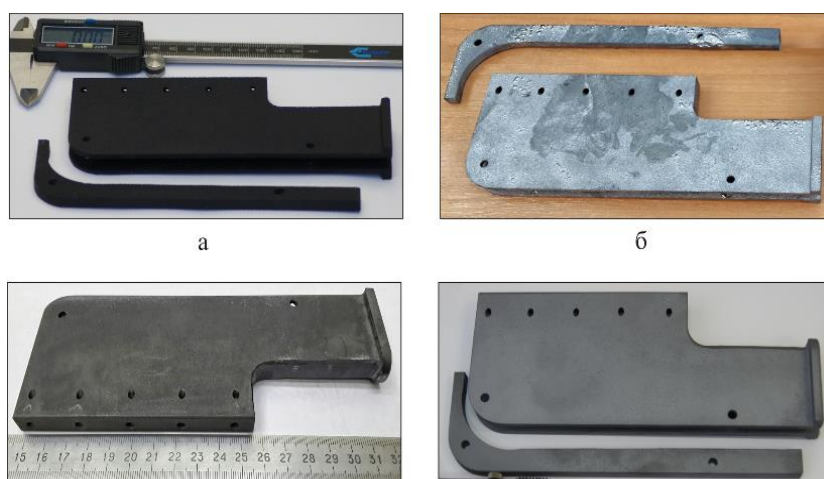


Рис. 1. Изготовление детали сложной геометрической формы из материала на основе SiC керамики

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СПОСОБ НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ SiC ПОКРЫТИЙ НА УГЛЕРОДНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ SiC МАТЕРИАЛЫ

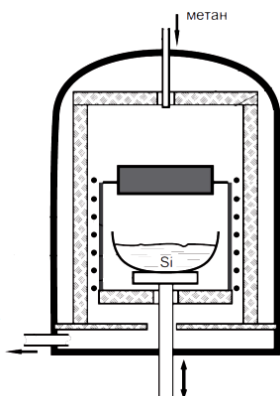
Шикунов С.Л., Каледин А.В.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московской обл., Россия

E-mail: shikunov@issp.ac.ru

В ИФТТ РАН разработан метод получения защитных покрытий на основе карбида кремния для повышения рабочих температур изделий из графита, углерод-углеродного композиционного материала (УУКМ) и композиционных материалов на основе карбидокремниевой керамики (SiC).

Метод нанесения газоплотного покрытия из карбида кремния на материал подложки основан на прямом взаимодействии углерода, образующегося при высокотемпературном пиролизическом разложении молекул углеводорода (например, метана) с расплавом кремния, содержащимся в приповерхностном слое материала, на который наносится покрытие, и/или парами кремния, источником которого служит расплав кремния, размещённый в тепловой зоне печи (рис.1). Скорость наращивания покрытия на углеродную или SiC подложку составляет от 10 до 100 мкм в час, что на несколько порядков выше скорости образования покрытия CVD методом.



Получаемые покрытия обладают высокой адгезией к поверхности, т.к. в их образовании участвует непосредственно материал подложки.

В зависимости от скорости подачи, давления и температуры паров кремния и частиц углерода в зоне взаимодействия можно в широких пределах менять размер зерна карбидокремниевое покрытие (от микрокристаллического до наноразмерного, степень пористости, атомарную структуру межзеренных границ, управлять морфологией SiC).

Достоинствами, разработанного метода являются высокая скорость получения SiC покрытия, доступность используемого оборудования, возможность в широких пределах варьировать толщину и

Рис. 1 Схема установки для нанесения покрытий

структуру покрытия в зависимости от конкретного применения. На рис. 2 приведены фотографии покрытий, нанесённых на различные подложки.

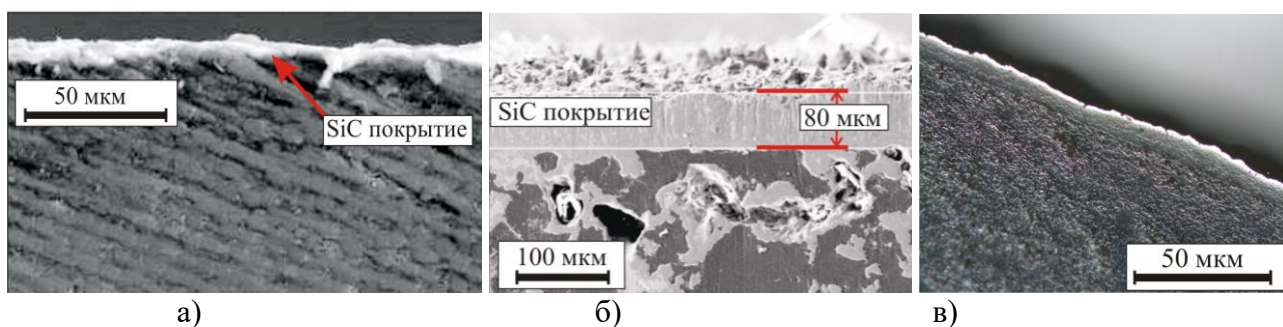


Рис.2. Покрытие на УУКМ (а), на композиционном SiC материале (б), на изостатическом графите (в)

О ВОЗМОЖНОСТИ ГЕНЕРАЦИИ И ДЕТЕКТИРОВАНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ТЕРАГЕРЦОВОГО ДИАПАЗОНА НА НАНОПРОВОЛОКАХ С МАГНИТНЫМИ ПЕРЕХОДАМИ

**Вилков Е.А.¹, Чигарев С.Г.¹, Панас А.И.², Загорский Д.Л.³, Долуденко И.М.³,
Ерохина Н.С.^{3,4}, Черкасов Д.А.^{3,5}**

¹*Фрязинский филиал Института радиотехники и электроники РАН им. Котельникова,
Фрязино, Россия*

²*АО «НПП «Исток» им. Шокина», Фрязино, Россия*

³*Институт кристаллографии им. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН,
Москва, Россия*

⁴*РХТУ им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия*

⁵*МФТИ, Долгопрудный, Россия*

E-mail: dzagorskiy@gmail.com, aipanas@istokmw.ru

В последнее время возрос интерес к терагерцовому (ТГц) диапазону электромагнитных волн. На шкале длин волн этот диапазон лежит между ИК и СВЧ диапазонами и внимание к нему обусловлено множеством потенциальных возможностей использования. Так, в отличие от рентгеновского, это излучение не является ионизирующим и может успешно применяться в медицине. Излучение может также применяться в системах безопасности, поскольку на ТГц частотах возможно детектирование взрывоопасных и наркотических веществ. Широкие рабочие полосы дают возможность создания суперскоростных систем связи, а длины волн, соизмеримые с объектами микромира, интересны для решения многих проблем материаловедения [1]. Однако реализация этих и многих других задач сдерживается отсутствием удобных источников и детекторов излучения данного диапазона.

Одно из направлений решения этих задач связано с эффектом излучения THz-сигналов в магнитных переходах, сформированных контактирующими слоями ферромагнетиков и/или антиферромагнетиков, при протекании через них токов большой плотности. В теоретических работах [2–4], была предсказана возможность спин-инжекционного излучения (в диапазоне частот 3–40 THz) в таких структурах, при протекании через них токов 10^5 – 10^7 А/см².

Генерация. В первых экспериментальных работах [5–7] терагерцовое излучение при комнатной температуре наблюдалось вблизи контакта двух ферромагнитных металлов, через которые протекал электрический ток. При этом использовался контакт стержень-плёнка; при прохождении тока через контакт один из контактирующих металлов (ферромагнитный стержень) инжектировал не скомпенсированные спины в тонкую ферромагнитную плёнку – рабочую область, и инжектированные носители заряда стекали через область вокруг контакта, выполняющую роль коллектора. В этом случае при инжекции спин-поляризованных электронов током в условиях достаточно большой длины релаксации спинов (l) можно рассматривать их релаксацию по импульсу и по средней энергии быстрой, в отличие от спиновой релаксации, когда спин инжектированные электроны сохраняют какое-то время спиновое состояние, приготовленное в инжекторе, в нашем случае, ферромагнитном стержне. На выбранном участке, с иной, чем в стержне намагниченностью, инжектированные из стержня электроны с противоположными спинами образуют две квазиравновесные группы. В результате возникает разница в положениях квазиуровней в спиновых подзонах и, таким образом, при инжекции спинов током в магнитном переходе может возникнуть отрицательная спиновая температура, предсказанная в [2]. Последующая релаксация приводит к возникновению электромагнитного излучения; частоты этого спин-инжекционного излучения лежат в области 5...40 ТГц. Как показано в работе [3], для того чтобы преодолеть уровень потерь мощности излучения (тепловые шумы, затухание, поглощение) необходимо превысить некоторое пороговое значение плотности тока $j_{th} \sim 10^7 \dots 10^8$ А/см². Это может служить объяснением, почему в эксперименте спин-инжекционное излучение появляется лишь начиная с некоторого порогового значения плотности тока.

В последующих экспериментальных работах [8, 9] была реализована идея создания множества одинаковых наноразмерных излучателей –нанопроволок (НП) методом матричного синтеза (суть последнего –в заполнении металлами пор матрицы). Использовалась пористая полимерная матрица-трековая мембрана, поры которой имели правильную цилиндрическую форму. Применялось электроосаждение; метод позволял, изменяя потенциал осаждения, заполнять поры последовательно требуемыми металлами. В данном случае применялся т.н. двухванновый подход, когда проводилась последовательная смена ростовых растворов и осаждение очередного металла проводилось из соответствующего электролита. Были выращены НП с диаметром 100 нм и плотностью их расположения на поверхности $10^8 - 10^9$ НП на кв.см.(т.н. «массив» НП). При этом НП в массиве были практически идентичны: каждая состояла из нескольких слоёв различных металлов. На поверхность плёнки наносились контакты, при подаче напряжения на них ток протекал через массив НП (как через совокупность параллельных идентичных проводников с гетеропереходами в каждом). При этом возникало излучение, которое лежало в ТГц диапазоне. Его нетепловой характер был доказан по пороговому характеру возникновения. (Отметим, что одной из проблем здесь является вывод излучения через токоведущие контактные поверхности).

Детектирование. Логично предположить, что подобные структуры могут использоваться и для решения обратной задачи-детектирования сигнала ТГц-излучения. Предпосылкой этому могут служить теоретические работы по исследованию спин-инжекционного антиферромагнитного резонанса в магнитном переходе ферромагнетик/антиферромагнетик, высокая резонансная частота которого обусловлена сильным обменным взаимодействием между магнитными подрешетками антиферромагнетика [10]. Полученные теоретические оценки показывают, что антиферромагнитный (АФМ) резонанс зависит от многих параметров используемых в переходе материалов, подбором которых возможно создание приемника в нужном диапазоне ТГц частот с достаточно высокой степенью разрешения по частоте и чувствительностью.

В рассматриваемой структуре, согласно [10], поляризованный по спину ток перетекает из ферромагнетика в антиферромагнитный слой. Глубина спиновой инжекции должна соответствовать глубине проникновения регистрируемого излучения, что и определяет толщину АФМ слоя (примерно несколько десятков нанометров). На этом расстоянии спины электронов должны сохранять свое направление, т.е. оно должно быть не менее длины спиновой релаксации в АФМ слоя. Высокая эффективность инжекции спино обеспечивается достаточно высокой плотностью тока [11]. Накопление инжектированных спинов в антиферромагнитном слое приводит к усилению sd-обменного взаимодействия этих спинов с магнитной решеткой. Такое взаимодействие эквивалентно наложению сильного эффективного обменного поля в направлении спиновой поляризации тока. Поэтому нарушается антипараллельность намагниченностей подрешеток, они "скашиваются", и наводится результирующая намагниченность АФМ слоя. В результате, в антиферромагнетике возможны собственные колебания (прецессия) наведенной намагниченности вокруг эффективного статического sd-обменного поля, создаваемого поляризованным током. Такие колебания возникают, либо вследствие флуктуаций, либо при наложении слабого внешнего магнитного поля, перпендикулярного намагниченности. Если частота внешнего поля совпадает с собственной частотой прецессии, то должен наблюдаться резонанс, который, собственно, и можно было бы назвать спин – инжекционным АФМ резонансом. Он не совпадает с хорошо известным АФМ резонансом [12], поскольку полностью определяется поляризованным по спину током и невозможен в отсутствие последнего. Теоретически установлено [10], что при определенной плотности тока спин-инжекционный АФМ резонанс приводит к максимальному поглощению внешнего сигнала.

Частота возрастает с возрастанием плотности тока [10] и может, как это было оценено, лежать как в субмиллиметровом, так и терагерцевом диапазонах, в зависимости от выбираемых материалов перехода и величины тока. Подбор необходимого антиферромагнетика, с точки зрения конкретного применения, будет являться результатом исследований, но сейчас можно предположить, что интересными для целей создания приемника будут следующие АФМ: FeMn, MnIr. Спин – инжекционный АФМ резонанс имеет частоты, которые пропорциональны плотности тока и поэтому перестраиваются током. При этом изменение амплитуды регистрируемого сигнала возможно посредством использования дополнительного неселективного детектора (например, ячейки Голея),

или посредством регистрации изменения вольтамперной характеристики магнитного перехода. Известно, что сопротивление магнитного перехода связано с эффективностью генерирования сигнала в нем [13]. Свойства АФМ резонанса показывают, что он может оказаться интересным для обнаружения колебаний и измерения их частот и интенсивностей. Например, при электромагнитном облучении нашей структуры возможны два эффекта: резонансное поглощение и резонансное отражение. Толщина скин слоя $l < 100$ нм позволяет, в принципе, наблюдать оба эффекта. При этом подстройка к резонансу может осуществляться током, причем с ростом тока (увеличением частоты измеряемого диапазона) чувствительность измерений должна возрастать. Подчеркнем, что метод пригоден в широком диапазоне температур (от криогенных до комнатных), поскольку металлическая структура слабо меняет свои магнитные свойства при изменении температуры. Это открывает принципиальную возможность использования магнитных переходов ферромагнетик-антиферромагнетик в качестве резонансных приемников ТГц-излучения, перестраиваемых по частоте постоянным током.

Для оценки возможностей детектирования ТГц сигнала можно предложить следующую схему: Сам детектор собран на основе образца с массивом НП с переходами между магнитным и ферромагнитным металлами. Блок питания подаёт на детектор пилообразное напряжение, при этом измерения проводятся на токе в допороговом режиме. Основная идея состоит в том, чтобы подбором материалов (ферромагнитный и антиферромагнитный слои) и изменением тока, подстроиться под максимальное поглощение (изменение амплитуды сигнала) внешней электромагнитной волны терагерцевого диапазона. Далее можно связать величину изменения тока в магнитном переходе с частотой принимаемого сигнала.

Благодарности. Работа выполнена при частичном финансировании по гранту РФФИ № 20-07-00349 А, а также. Часть работы по измерениям сигналов выполнена в рамках Госзадания ФИРЭ им. В. А. Котельникова РАН, а работы по синтезу НП выполнена в рамках Госзадания ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

Литература:

- [1] Dhillon, S.S. The 2017 terahertz science and technology roadmap// J.Phys.D: Appl.Phys.-2017-V.50. p. 1-49.
- [2] Гуляев Ю.В., Зильберман П.Е., Эпштейн Э.М., Эллиот Р.Дж. // Радиотехника и электроника. 2003. Т. 48. № 3. С. 1030–1044.
- [3] Kadigrobov A., Shekhter R.I., Jonson M. // ФНТ. 2005. Т. 31. В. 3-4. С. 463–470.
- [4] Гуляев Ю.В., Зильберман П.Е., Чигарёв С.Г., Эпштейн Э.М. // Письма в ЖТФ. 2011. В. 4. С. 16–22.
- [5] Гуляев Ю.В., Зильберман П.Е., Маликов И.В., Михайлов Г.М., Панас А.И., Чигарёв С.Г., Эпштейн Э.М. // Письма в ЖЭТФ. 2011. Т. 93. В. 5. С. 289–292.
- [6] Гуляев Ю.В., Зильберман П.Е., Маликов И.В., Михайлов Г.М., Панас А.И., Чигарёв С.Г., Эпштейн Э.М. // ДАН. 2011. Т. 438. № 1. С. 41–43.
- [7] Гуляев Ю.В., Вилков Е.А., Зильберман П.Е., Михайлов Г.М., Чигарев С.Г., Эпштейн Э.М. // Письма в ЖЭТФ. 2013. Т.986 №1-2, С.96
- [8] Гуляев Ю.В., Чигарев С.Г., Панас А.И., Вилков Е.А., Максимов Н.А., Загорский Д.Л., Шаталов А.С. // Письма в ЖТФ. 2019. Т. 45. № 6. С. 27-29.
- [9] Панас А.И., Чигарев С.Г., Вилков Е.А., Шаталов А.С., Черкасов Д.А., Загорский Д.Л. // Электронная техника. Серия 1: СВЧ-техника, 2019, №2(541), С. 8-15.
- [10] Гуляев Ю.В., Зильберман П.Е., Котов В.Д., Михайлов Г.М., Чигарев С.Г., Эпштейн Э.М. // РЭ, 2012, Т. 57, 8, С. 888;
- [11] Гуляев Ю.В., Зильберман П.Е., Эпштейн Э.М., Эллиот Р. Дж. // ЖЭТФ, 2005, том 127, вып. 5, С. 1138 – 1152.
- [12] Боровик-Романов А.С. // В сб.: Итоги науки. 4. Антиферромагнетизм и ферриты./ Отв. ред. Дорфман Я.Г.–М.: Изд. АН СССР, (1962), С.7.
- [13] Зильберман П. Е., Маликов И. В., Михайлов Г. М., Чигарев С. Г. // Известия РАН. Серия физическая. 2014, том 78, № 2, С. 197–199

**EPITAXIAL HETEROSTRUCTURE OF A CUPRATE SUPERCONDUCTOR AND
PRASEODYMIUM NICKELATE**

**Petrzhik A.M.^{1*}, Shadrin A.V.^{1,2}, Kislinskii Yu.V.¹, Constantinian K.Y.¹,
Ovsyannikov G.A.¹, Cristiani G.³, Logvenov G.³**

¹ *Kotel'nikov IRE RAS, Moscow, Russia, *petrzhik@hitech.cplire.ru*

² *MIPT, Dolgoprudny, Moscow Region, Russia*

³ *Max Planck Institute for Solid State Research, Stuttgart, Germany*

Heterostructures with epitaxial interfaces of transition metal oxides with superconducting properties and materials with strain-controlled characteristics, in particular with nickelates, attract an increased interest due to opportunities for development of electronic devices with spin polarized electron transport. As far, we report on the first experimental data on the XRD and resistive characteristics of epitaxial $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}/\text{PrNiO}_3/\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ heterostructure with the 6 nm thick praseodymium nickelate, PrNiO_3 , interlayer. With decreasing temperature, the voltage dependence of the conductivity, $G(V)$, shows deviation from the symmetric one, becoming noticeable already at $T = 77$ K, the temperature lower than the critical temperature of cuprate superconductor $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$. This hints on appearance of spin-polarized electron transport in heterostructure.

This work was performed within the framework of a state task and was partially supported by the Russian Foundation for Basic Research (project 19-07-00274).

МОДИФИЦИРОВАНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiC МЕТАЛЛАМИ И СПЛАВАМИ

Шикунов С.Л., Каледин А.В., Ершов А.Е.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московской обл., Россия

E-mail: shikunov@issp.ac.ru

Карбидокремниевая керамика обладает высокими прочностными характеристиками (в том числе, при высокой температуре), широким диапазоном изменения теплофизических характеристик в зависимости от состава, термодинамической стабильностью и химической инертностью. Однако основным сдерживающим фактором для использования SiC керамики в высоконапряженных конструкциях является ее низкая трещиностойкость, связанная с ионно-ковалентным типом межатомных связей. Одними из путей решения этой проблемы является армирование высокопрочными дискретными и непрерывными волокнами или получение композитов, состоящих из карбидкремниевого каркаса, заполненного высокотемпературными металлическими сплавами (SiC/Me композиты). Кроме повышения трещиностойкости данные композиты имеют хорошую перспективу для создания сварного соединения между карбидокремниевой керамикой и сплавами, где SiC/Me композит используется в качестве переходного слоя между свариваемыми деталями.

В качестве карбидкремниевого пористого каркаса для его дальнейшего заполнения металлическими сплавами использовались три типа материалов: рекристаллизованная SiC керамика, керамика полученная силицированием пористых углеродных матриц и биоморфная SiC керамика из которых были удалены остаточные углерод и кремний.

Особенности структуры таких материалов делают их перспективной основой для получения композитов, однако требуется обеспечение хорошей смачиваемости карбида кремния расплавами металлических сплавов и отсутствие или минимальное химическое взаимодействие с этими расплавами.

Проведено исследование смачивания керамики на основе карбида кремния расплавами металлов или металлических сплавов. Для этого были изучены особенности взаимодействия карбидокремниевых матриц с некоторыми металлами и сплавами, разработаны методики получения SiC композитов с металлическим наполнением.

Изготовлены образцы SiC/Me со сплавами Cu(95)-Ti(5), Al(76)-Si(19)-Ti(5), TiAl, MoSi₂.

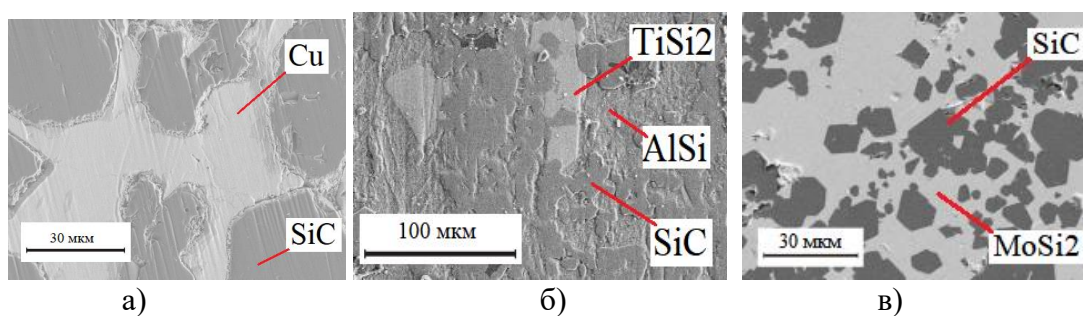


Рис.1. Рекристаллизованный-SiC/Cu(95)-Ti(5) (а), биоморфный-SiC/Al(76)-Si(19)-Ti(5)(б), искусственный-SiC/MoSi₂ (в)

Также были проведены механические испытания материалов на прочность в ходе которых наблюдался нехрупкий характер разрушения образцов.

ВОЗМОЖНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ХРОМА В КАЧЕСТВЕ КОММУТАЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ CrSi₂

**Ф.Ю. Соломкин¹, А.Ю. Самунин¹, Н.В. Зайцева¹, Н.В. Шаренкова¹, Г.Н. Исаченко¹,
К.Л. Самусевич³, В.В. Ключевская², А.С. Орехов², Н.А. Архарова²**

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

² Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" РАН, Москва, Россия

³ Университет ИТМО, Санкт Петербург, Россия

e-mail: f.solomkin@mail.ioffe.ru

CrSi₂ является одним из перспективных среднетемпературных термоэлектриков р-типа проводимости с рекордным фактором мощности, с максимумом 45 мкВт/(К²см) при $T=600$ К [1]. Важными вопросами для практического использования этого материала являются вопрос коммутации с токоподводами и стабильность физических свойств при термоциклировании.

В работе исследовалась возможность использования слоев металлического хрома в качестве коммутационного материала. Образцы получали методом горячего прессования мелкодисперсного электролитического порошка хрома с моно- и поликристаллическим дисилицидом хрома и последующим высокотемпературным отжигом. Для изоляции от влияний внешней среды образцы CrSi₂ целиком запрессовывались в объеме мелкодисперсного порошка электролитического хрома. При запрессовке дисилицида хрома использовались два образца: один из которых синтезировался при длительной направленной кристаллизации (монокристалл), другой при спонтанной кристаллизации в вакууме, в состоянии свободного падения (сферический поликристалл). Горячее прессование проводилось в вакууме при температуре $T=940$ С, и давлении $P=1$ т/см². Отжиг на воздухе при $T=900$ С, в течение 50 час.

Рентгеновский фазовый анализ образцов проводился на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3(CuK α - излучение). Образование дополнительных фаз не обнаружено.

Исследование микроструктуры образцов проводилось с использованием растрового электронного микроскопа FEI Quanta 200 3D. Обработка экспериментальных данных реализована в программной среде MATLAB с помощью пакета MTEX.

Из результатов проведенной работы следует, что при горячем прессовании и высокотемпературном отжиге в контактной области на границе раздела CrSi₂/Cr не происходит образование дополнительных фаз, что свидетельствует о том, что Cr может быть использован в качестве коммутационного материала.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания с использованием оборудования ЦКП ФНИЦ «Кристаллографии и фотоники» РАН (проект RFMEFI62119X0035).

Список литературы:

[1] Соломкин Ф.Ю., Суворова Е.И., Зайцев В.К., Новиков С.В., Бурков А.Т., Самунин А.Ю., Исаченко Г.Н. // Журнал технической физики. 2011. Т. 81, вып. 2, С. 147.

ИЗМЕНЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ И ЭЛЕКТРОДНОГО ПОТЕНЦИАЛА ПРИРОДНОГО ПИРРОТИНА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА

Бунин И. Ж., Хабарова И. А.

Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова Российской академии наук (ИПКОН РАН), Москва, Россия

bunin_i@mail.ru

В медно-никелевых рудах месторождений Норильского района пирротин является преобладающим минералом, снижающим качество медного и никелевого концентратов и вызывающим необходимость решения проблемы утилизации повышенного содержания диоксида серы в металлургическом переделе. Флотационная активность пирротина ниже, чем халькопирита и пентландита, и выделение минерала в отдельный продукт повышает качество никелевого концентрата. Применение электромагнитных импульсных воздействий (электроразрядных технологий) в качестве подготовительных операций, предшествующих процессу флотации, позволяет увеличить эффективность флотационного разделения сульфидных минералов с близкими физико-химическими свойствами за счет направленного (контрастного) изменения фазового состава и функциональных свойств поверхности сульфидов.

В работе изучено влияние диэлектрического барьерного разряда (ДБР) в воздухе при атмосферном давлении на морфологию, структурные и электрохимические свойства поверхности пирротина ($\text{Fe}_n\text{S}_{n+1}$). Химический состав проб минерала (без минорных примесей), мас. %: Fe — 59.75, S — 39.15, Cu — 0.04, Ni — 0.03. Обработку минеральных проб проводили на воздухе при нормальных условиях и следующих параметрах иницирующих разряд импульсов: длительность переднего фронта импульса — 250–300 нс, длительность импульса — 8 мкс, напряжение на электродах в ячейке барьерного разряда — 20 кВ, частота повторения импульсов — 16 кГц; диапазон изменения времени обработки образцов ДБР — $t_{\text{обр}} = 10–50$ с; длина межэлектродного промежутка (~5 мм). Образцы (аншлифы) минералов помещались в разряд, так что рабочие (контролируемые) поверхности образцов располагались на поверхности диэлектрического барьера. Морфологические особенности поверхности минерала изучали методами аналитической растровой электронной микроскопии (РЭМ–РСМА, микроскопы Hitachi Tabletop Microscope TM4000Plus и LEO 1420VP с анализатором INCA Oxford 350). Электродный потенциал (E , мВ) измеряли методом потенциометрического титрования с одновременным контролем потенциала минерала и pH среды (pH 6–12). Рабочий электрод размером ~10x10x5 мм изготавливали из образцов чистых минералов, электродом сравнения являлся насыщенный хлорсеребряный электрод.

В результате воздействия электрического поля, микрозарядов в ячейке ДБР и образующегося в электрических разрядах озона происходили следующие изменения морфологии поверхности и электродного потенциала пирротина: – образование каналов (автографов) разряда и дефектов правильной формы на поверхности минерала вследствие удаления микрокристаллических фрагментов. Воздействие продуктов барьерного разряда вызывало повышение положительных значений электродного потенциала пирротина на 10–65 мВ в области изменения pH 5.5–9.6. При pH 9.7–12 наибольшие изменения электродного потенциала установлены для режима кратковременной ($t_{\text{обр}} = 10$ с) обработки минерала: наблюдался сдвиг потенциала в область отрицательных значений ($E = -60$ мВ), что предопределяет эффект снижения сорбционной и флотационной активности пирротина.

УСЛОВИЯ ДОКРИТИЧЕСКОГО РОСТА СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ДОМЕНОВ

Белов А. Ю.

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН,
Москва, Россия, below@crys.ras.ru

Выяснение механизма докритического роста сегнетоэлектрических доменов относится к актуальным дискуссионным вопросам физики сегнетоэлектриков. Важность этого явления связана со сложностью термофлуктуационного зарождения доменов критического размера при обычных значениях электрического поля (парадокс Ландауэра). Согласно [1], данный «парадокс» экспериментально наблюдается в пленках твердых растворов $\text{Pb}(\text{Zr}_{1-x}\text{Ti}_x)\text{O}_3$, имеющих (при толщине около 250 nm) специфическую структуру, для которой характерна колончатая форма зерен. Кривые гистерезиса в таких пленках демонстрируют необычную частотную зависимость коэрцитивного поля E_c : $1/E_c^2 \sim \ln(v/v_0)$ [2], особенностью которой является зависимость предельной частоты v_0 (см. Рис.1) от размера верхнего электрода R : $v_0 = v_0(R)$. Такие размерные эффекты обусловлены сильной неоднородностью электрического поля у края электрода [3], что является необходимым условием реализации режима докритического роста зародышей переполаризации, и, таким образом, могут быть использованы для оценки вклада докритических процессов в переключение поляризации.

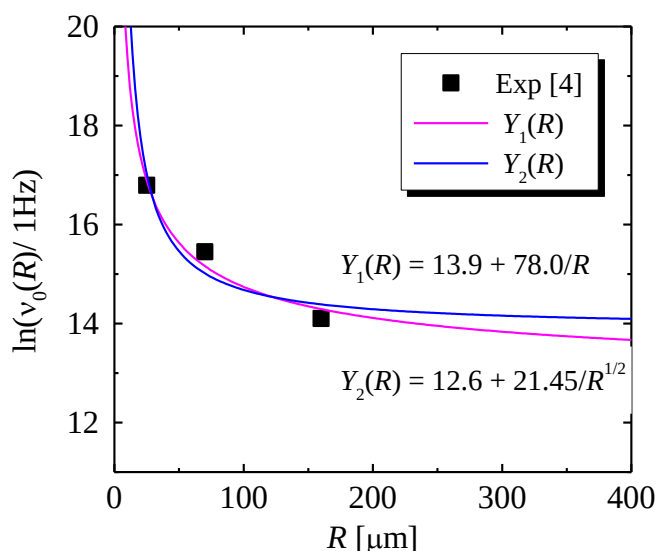


Рис. 1. Зависимость предельной частоты $v_0(R)$ от радиуса электрода в пленке $\text{Pb}(\text{Zr}_{40}\text{Ti}_{60})\text{O}_3$ толщины $0.24 \mu\text{m}$ [4] и ее интерполяция функциями Y_1 и Y_2 (для двух оценок размера области докритического роста [3].)

Предложенный механизм устойчивого докритического роста зародышей переполаризации в поликристаллических пленках позволяет прояснить природу размерных эффектов, проиллюстрированных на Рис.1. В его основе лежит существование физической величины E_g (ее можно назвать геометрическим коэрцитивным полем), определяющей возможность докритического роста зародышей. Например, для двумерного электрода в форме тонкой полосы ширины a , она определяется выражением $E_g = 2(\gamma/\epsilon\pi a)^{1/2}$, где γ – поверхностная энергия доменной стенки. При выполнении условия $E < E_g$ (E – однородное поле вдали от края электрода) подрастание зародышей до критического размера невозможно. Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

- [1] А.Ю. Белов, Закон " $1/E^2$ " — решение нерешенной задачи физики сегнетоэлектриков // Письма в ЖЭТФ, т. 108, вып. 4, с. 225-229, 2018.
- [2] X. Du, I. W. Chen, Frequency Spectra of Fatigue of PZT and other Ferroelectric Thin Films // Mat. Res. Soc. Symp. Proc., Vol. 493, p. 311-316, 1998.
- [3] A.Yu. Belov, Fast polarization reversal in polycrystalline ferroelectric thin films: the origin of size effects // Ferroelectrics, Vol. 544, Issue 1, p. 27-32, 2019.
- [4] S.M. Nam, Y.B. Kil, S. Wada, T. Tsurumi, High frequency measurements of P-E hysteresis curves of PZT thin films // Ferroelectrics, Vol. 259, Issue 1, p. 43-48, 2001.

HUMAN CELLS SURVIVABILITY AS A FUNCTION OF IMPLANT SURFACE TOPOGRAPHY

**Straumal B.B.¹⁻⁴, Gornakova A.S.¹, Kiselevskiy M.V.⁵, Anisimova N.Yu.⁵,
Nekrasov A.N.⁶, Kilmametov A.R.^{1,2}, Strug R.E.⁷, Rabkin E.⁷**

¹*Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, Russia*

²*Scientific Center in Chernogolovka, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, Russia*

³*Institute for Nanotechnology, Karlsruhe Institute of Technology (KIT), Germany*

⁴*National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia*

⁵*Laboratory of Cell Immunity “N. N. Blokhin National Medical Research Centre of Oncology” of the
Health Ministry of Russia, Moscow, Russia*

⁶*Institute of Experimental Mineralogy, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, Russia*

⁷*Department of Materials Science and Engineering, TECHNION-Israel Institute of Technology,
Haifa, Israel*

straumal@issp.ac.ru, erabkin@technion.ac.il

Titanium-based alloys are widely employed in biomedical applications (including bone replacing implants) due to their favourable combination of good mechanical properties and biocompatibility [1]. The latter depends not only upon chemical and physical properties of the implanted materials, but also on the interaction between the body cells and the material surfaces [1]. A variety of implant surface modification techniques was investigated in terms of their effect on implants biocompatibility [2], including classic metallographic grinding and polishing causing fine-grooved surface topography.

In this study we investigated the effect of surface topography on biocompatibility of the Ti-6%Al-4%V alloy (being known as VT6 according to GOST 19807-91). The surfaces with controlled and systematically changing roughness were obtained by mechanical grinding using a series of abrasive sandpapers, and by fine polishing with diamond pastes.

Surface topography of the samples was characterized by light microscopy and confocal microscopy, with the emphasis on quantitative evaluation of the roughness parameters according to ISO 25178. Biocompatibility was studied by HEK-293 cells adhesion onto the studied surfaces.

We demonstrated that abrasive paper grinding caused one-directional grooved surfaces, whereas the diamond paste polished surfaces appeared to be a superposition of significantly smooth areas with a regular network of deep pits.

Our biocompatibility (cell adhesion) results demonstrated that the fine abrasive paper (10-15 µm grain size) grinding, causing one-directional ordered grooved surface, is distinctly favourable for cell survivability, while the adhesion to smoothly polished surfaces appears to be low.

This work was carried out with the financial assistance of the Russian Foundation for Basic Research (grants 18-33-00473 and 19-58-06002) and Israel Ministry of Science and Technology (grant 3-16534).

- [1] Kantesh Balani, Vivek Verma, Arvind Agarwal, Roger Narayan. Biosurfaces: A Materials Science and Engineering Perspective. John Wiley and Sons, 2015
- [2] K. Anselme & M. Bigerelle. Role of materials surface topography on mammalian cell response, International Materials Reviews, 2011, vol. 56, issue 4, pp. 243-266

MAGNETIC AND MOSSBAUER PROPERTIES OF $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ NANOWIRES

Igor V. Perunov*, Kirill V. Frolov, Dmitriy L. Zagorskii, Igor S. Lyubutin,
Vladimir V. Artemov, Dmitriy N. Khmelenin, Ilya M. Doludenko

*Shubnikov Institute of Crystallography of the FSRC “Crystallography and Photonics” RAS, Moscow
 119333, Russia, *igor_v_perunov@mail.ru*

Mikhail A. Chuev

Valiev Institute of Physics and Technology RAS, Moscow 117218, Russia

Nikolai.K. Chumakov

National Research Center “Kurchatov Institute”, Moscow 123182, Russia

Today, much attention is paid to the synthesis and properties of magnetic nanowires [1] due to their possible application. Such nanoobjects can be used for magnetic sensors, spintronic devices, hydrogen fuel cell electrodes, and biomedical technologies, including antitumor therapy.

Nanowires of $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ ($x = 16,33; 24,57; 43,48; 48,54; 71,43$) compounds were obtained by electrochemical deposition in pores of polymer track membranes with pore diameters of 100 nm and were studied by means of electronic microscopy, X-ray diffraction, ^{57}Fe Mössbauer spectroscopy and vibrational magnetometry. Magnetic and Mössbauer spectroscopy measurements show that the nanowires have pronounced ferromagnetic properties, and the magnetic moments of Ni-Fe nanoparticles are oriented mainly along the wire axis. Such materials can be considered as quasi-one-dimensional nanostructured ferromagnetic systems. A generalized Stoner-Wohlfarth theoretical model [2,3] was used to describe the magnetic properties and calculate the basic physical parameters of nanowires.

This work was supported by the Ministry of Science and Higher Education within the State assignments FSRC «Crystallography and Photonics» RAS and Valiev Institute of Physics and Technology RAS. The equipment of the Center of collective usage of the Shubnikov Institute of Crystallography FSRC “Crystallography and Photonics” RAS and National Research Center “Kurchatov Institute” was used. Mössbauer and magnetic measurements were carried out with the partial support of the Russian Foundation for Basic Research (project No. 18-32-01066 mol_a).

[1]. Vázquez, Manuel. Magnetic nano-and microwires. Elsevier Science., 2015.

[2]. A.M. Afanas'ev, M.A. Chuev, J. Hesse, Mössbauer spectra of Stoner-Wohlfarth particles in RF fields in a modified relaxation model, J. Exp. Theor. Phys. 89 (1999) 533–546.

[3]. M.A. Chuev, J. Hesse, Nanomagnetism: extension of the Stoner-Wohlfarth model within Néel's ideas and useful plots, J. Phys. Condens. Matter 19 (2007) 506201.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ВЯЗКОСТИ ПОСТСИНАПТИЧЕСКОЙ МЕМБРАНЫ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ЕЕ СОСТАВА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Тимофеев В. И.^{1,2}

¹*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника”
РАН, Москва, 119333 Россия*

²*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, 123182, Россия*

Известно, что на функцию ряда белков-рецепторов, участвующих в передаче нервных импульсов в нервной системе человека, например NMDA- и AMPA-рецепторов, ацетилхолиновых, дофаминовых и GABA-рецепторов и др. существенным образом влияет постсинаптическая мембрана. Липидная составляющая постсинаптической мембраны представлена прежде всего фосфатидилэтаноламином, фосфатидилхолином, фосфотидилсерином и фосфатидилинозитолом в определенном процентном составе. Кроме того, существенную роль в составе постсинаптической мембраны играет холестерин, являясь одним из ключевых компонентов, отвечающих за вязкость мембраны. Ряд патологий и синдромов, связанных с функционированием рецепторов постсинаптических мембран нейронов центральной нервной системы человека связан с изменением вязкости постсинаптических мембран. В качестве примеров можно привести возрастное снижение когнитивных способностей, болезнь паркинсона, разного рода нарушения сна. Причинam изменения вязкости мембраны и влиянию на нее изменения процентного состава липидов посвящен ряд работ, однако на структурном уровне данное явление не было изучено. В настоящей работе методом компьютерного моделирования построены модели постсинаптической мембраны, включающие в себя холестерин в различных концентрациях. Исследована молекулярная динамика полученных моделей. Прослежено влияние изменения концентрации холестерина в составе постсинаптической мембраны на подвижность атомов липидов. Полученные данные подтверждаются ранее проведенными экспериментальными исследованиями. Показано, что полученная модель может быть использована для изучения структурных основ влияния липидного состава постсинаптической мембраны на работу постсинаптических рецепторов.

THE INFLUENCE OF MENISCUS SHAPE ON THE SELF-ASSEMBLY OF MICROPARTICLES IN A COLLOIDAL SOLUTION

Al-Muzaiqer M. A., Fliagin V. M., Ivanova N. A.

Research Laboratory of Photonics and Microfluidics,

Tyumen State University, Tyumen, Russia, 625003, m.al-muzajker@utmn.ru

The reported study was funded by RFBR (project n. 19-31-90099 and 19-02 00937 A)

The manipulation of nano- and microparticles and biological objects in a liquid, or the formation of self-assembly of the desired structure and morphology on surfaces are of decisive importance in various chemical and biomedical research [1], the manufacture of new materials, the creation of coatings with desired functional properties [2] and surface cleaning technologies [3] in electronics and optics.

Here we report on a new approach to controlling the self-assembly of particles, which is based on defining the flow field of convective flows in the carrier fluid during spontaneous evaporative Marangoni convection in the region of wetting menisci formed in the corners between the walls of the cell, Fig. 1(a). It is known that the curvature and height of the wetting meniscus between two vertical planes depends on the angle between these planes. Thus, the creation of cells with a certain geometry of the walls (n -gons and arbitrary figures) that bound the suspension layer will allow setting a certain field of the fluid flow and, as a consequence, forming the given distributions of particles (self-assembly).

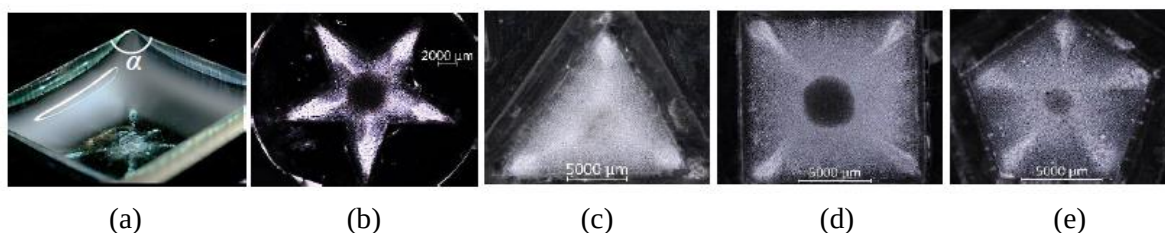


Figure. 1. Illustration of the colloidal solution wetting meniscus formed in between the sides of the cell at an angle (a); and influence of the geometry of the edge of the cell on the final distribution of particles during evaporative convection (b-e). Talc particles in isopropanol.

A preliminary approbation of this approach was carried out for a suspension of talc particles (average size about 10 μm) in isopropanol with cells, the walls of which were made in the form of a star, triangle, square and pentagon, as shown in Fig. 1. The area of each cell was 100 square millimeters. The images clearly show that the nature of the resulting distributions depends on the angle between the sides of the cell.

The uniqueness of this approach is that the formation of the desired morphology of the self-assembly of particles is possible on a large (up to several square centimeters) area due to self-structuring of convective flows (formation dissipative convective cells) in thin layers of colloidal solutions with spontaneous evaporation of the carrier liquid.

References:

1. Abdel Fatah T., Jalali M., Mahshid S. A nanofilter for fluidic devices by pillar-assisted self-assembly microparticles. *Biomicrofluidics*, 2018 12(6): 064103.
2. Caleap, M., & Drinkwater, B. W. Acoustically trapped colloidal crystals that are reconfigurable in real time. *Proceedings of the National Academy of Sciences*, 111(17), 6226–6230 (2014).
3. N. Ivanova, V.M. Starov, A. Trybala, V.M. Flyagin. Removal of micrometer size particles from surfaces using laser-induced thermocapillary flow: experimental results. *Journal of Colloids and Interface Sci.* 473, 120-125 (2016).

ВЛИЯНИЕ НАРУШЕНИЯ ДИМЕРНОГО ИНТЕРФЕЙСА НА СТРУКТУРНО-ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА HU-БЕЛКА ИЗ *SPIROPLASMA MELLIFERUM*

Комолов А.С.¹, Агапова Ю.К.¹, Тимофеев В.И.^{1,2}, Ракитина Т.В.^{1,3}

¹*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, Россия
agapova.jk@gmail.com*

²*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника”
РАН, Москва, Россия*

³*Институт биоорганической химии им. академиков М.М. Шемякина и Ю.А. Овчинникова РАН,
Москва, Россия*

Гистоноподобные HU-белки бактерий относятся к классу нуклеоид-ассоциированных белков. Они поддерживают структурную укладку бактериального генома и регулируют основные ДНК-зависимые процессы. Эти белки критически важны для жизнедеятельности микроорганизмов класса *Mollicutes* а также ряда других безвредных бактерий и являются перспективными мишенями для разработки антибактериальных препаратов. В большинстве бактерий HU белки представляют собой гомодимеры размером около 20 кДа, состоящие из относительно стабильного альфа-спирального домена и подвижного ДНК-связывающего домена. На настоящий момент найдены низкомолекулярные ингибиторы HU белков, действующие не только ДНК-связывающий домен, но и на альфа-спиральный домен. Мишенью последних становится интерфейс между мономерами в димере, нарушение которого, предположительно, влияет на ДНК-связывающие свойства белка. Целью данной работы было изучение того, как аминокислотные замены, влияющие на стабильность димерного интерфейса HU-белка из *Spiroplasma Melliferum* (HUSpm) влияют на конформационную динамику белка. В ходе работы методом молекулярной динамики было изучено поведение одиночных и множественных мутантов HUSpm. Моделирование осуществляли с использованием программного пакета GROMACS, в качестве силового поля использовалось OPLS. Для каждого мутанта была проведена полноатомная молекулярно-динамическая симуляция продолжительностью 50 нс. Полученные данные подтвердили, что нарушения интерфейса между мономерами в области альфа-спирального домена действительно влияют на структурно-динамические свойства ДНК-связывающего домена. Работа проводилась при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (договор 20-04-01001).

**МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА САМООРГАНИЗАЦИИ МОЛЕКУЛ
ТЕТРАОЛЕИЛКАРДИОЛИПИНА**

**Шумм А.Б.^{1,5*}, Короткова П.Д.¹, Юрченко А.А.², Тимофеев В.И.^{3,4}, Гусельников А.Р.²,
Владимиров Ю.А.^{1,3}**

¹ *Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва, 119991
Россия*

² *Российский национальный исследовательский медицинский университет имени Н.И.
Пирогова Министерства здравоохранения Российской Федерации, Москва, 117997 Россия*

³ *Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника”
РАН, Москва, 119333 Россия*

⁴ *Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, 12318,
Россия*

⁵ *Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской Академии Наук, Москва, 119991
Россия*

*email: alexey.shumm@gmail.com

Специфичный для митохондрий фосфолипид кардиолипин при определенных условиях образует комплекс с митохондриальным гемопротеином цитохромом С. Такой комплекс обладает способностью запускать реакции перекисного окисления липидов мембраны митохондрий, что является первой стадией апоптоза – одной из разновидностей программируемой клеточной гибели. В настоящей работе мы использовали метод молекулярной динамики для исследования самосборки мицеллярных структур, состоящих из тетраолеоилкардиолипина, в растворе, содержащем 0,15 М КСl. В нашей системе присутствовало 200 молекул тетраолеоилкардиолипина. На молекулярном уровне изучены ранние этапы формирования мицеллярных структур, особенности взаимодействия заряженных липидных головок с ионами и молекулами воды. С использованием полученной модели изучено поведение отдельных липидных молекул, в частности их латеральная диффузия и смещение перпендикулярно поверхности мембраны. Показана разница в подвижности заряженных головок и гидрофобных участков липидных молекул. Полученные данные позволяют уточнить механизм перекисного окисления липидов в биологической мембране, в том числе и катализируемый комплексом цитохрома С с кардиолипином.

Работа выполнена за счет средств гранта РНФ № 19-14-00244 и гранта РФФИ № 18-015-00491 А

МОДЕЛИРОВАНИЕ БИСЛОЯ, ИМИТИРУЮЩЕГО ВНУТРЕННЮЮ МЕМБРАНУ МИТОХОНДРИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ COARSE-GRAINED МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

**Короткова П.Д.^{1,*}, Юрченко А.А.², Тимофеев В.И.^{3,4}, Шумм А.Б.^{1,5}, Гусельникова А.Р.²,
Владимиров Ю.А.^{1,3}**

¹ *Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва, 119991 Россия*

² *Российский национальный исследовательский медицинский университет имени Н.И. Пирогова
Министерства здравоохранения Российской Федерации, Москва, 117997 Россия*

³ *Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника”
РАН, Москва, 119333 Россия*

⁴ *Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», Москва, 12318, Россия*

⁵ *Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской Академии Наук, Москва, 119991 Россия*

*email: korotkovapol@gmail.com

Биологические мембраны являются важнейшими элементами живых клеток. В частности, внутренняя мембрана митохондрий участвует в одном из путей апоптоза – запрограммированной клеточной гибели. Таким образом, изучение ее структуры и свойств является важным для детального изучения процесса апоптоза. Одним из методов, позволяющих исследовать структурно-динамические свойства биологических мембран, является метод молекулярной динамики. Хотя данный метод позволяет получить весьма точные модели, он также является весьма ресурсоемким, и его возможности ограничены вычислительными мощностями. В частности, моделирование процессов порядка 10 микросекунд даже с применением современных суперкомпьютеров занимает месяцы даже для сравнительно небольших систем. Для того, чтобы получить возможность исследовать траектории на более длительных промежутках времени, применяют так называемый coarse-grained метод, который заключается в том, что группы атомов аппроксимируются виртуальными псевдо-атомами. Такой подход позволяет значительно увеличить моделируемое время. В настоящей работе с применением данного метода промоделирован бислой, имитирующий внутреннюю мембрану митохондрий. Описаны свойства полученной модели, проведено сравнение с моделью, полученной ранее методом классической молекулярной динамики. Выявлены преимущества и ограничения полученной модели для исследования структурно-динамических характеристик внутренней мембраны митохондрий.

Работа выполнена за счет средств гранта РНФ № 19-14-00244 и гранта РФФИ № 18-015-00491 А

НАНОПРОВОЛОКИ ИЗ Co И FeCo : ПОЛУЧЕНИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА**Панов Д.В.¹, Хайретдинова Д.Р.^{2,1}, Долуденко И.М.¹, Панина Л.В.², Загорский Д.Л.¹**¹ ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, г.Москва, Россия² МИСиС, г.Москва, Россия

E-mail: dzagorskiy@gmail.com

Микро- и наноразмерные магниты и устройства на их основе представляют большой интерес, в частности, для микроманипуляторов биологических объектов с магнитными наночастицами. Известно, что кобальт обладает высокой магнитной анизотропией, обусловленной гексагональной кристаллической симметрией (hcp), которая для объемных материалов является устойчивой до температур 417 С. Выше этой температуры имеется переход в фазу с кубической симметрией (fcc). Для наноразмерных материалов обе фазы могут сосуществовать, что зависит от структурных свойств, определяемыми методами синтеза. В этом случае значительную роль играет анизотропия формы, которая может даже превосходить кристаллическую анизотропию. При этом представляют интерес и сплавы FeCo, намагниченность которых достигает рекордных значений ($2.4 \mu_B$). В настоящей работе нанопроволоки (НП) из кобальта и железо-кобальтового сплава получены методом матричного синтеза [1] при различных условиях роста. Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре RIGAKU MiniFlex 600. (Использовалось излучение меди ($\lambda=1.54$)), а магнитные измерения – на магнитометре LakeShore.

Рост НП из чистого кобальта проводился в электролите на основе сернокислого кобальта. С помощью титрования изменялась кислотность ростового электролита: pH электролита варьировалась в пределах от 3 до 6. Рентгеноструктурный анализ показал, что структура при этом изменяется соответственно от кубической до гексагональной (от ГЦК до ГК). Измеренные значения коэрцитивности оказались достаточно высокими, причём при переходе к гексагональной структуре эта величина несколько увеличивалась. Однако неожиданно малая величина этого эффекта требует дополнительных исследований.

При росте НП из сплава FeCo использовался электролит содержащий $\text{CoSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ – 16 г/л; $\text{CoCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ – 40 г/л; $\text{FeSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ – 72 г/л, а так же различные добавки. Рост проводился в матрицах двух типов-с пораами 100 нм и 300 нм. Состав раствора был подобран так, чтобы содержание железа и кобальта в получаемых образцах было примерно равным. Использовался потенциостатический режим осаждения, были получены образцы с использованием ростового напряжения 1, 1.5 и 2 В. Во всех случаях образуется структура с ОЦК решёткой, параметры которой почти не зависят ни от диаметра, ни от ростового напряжения. Магнитные измерения показали, что материал является магнито-мягким, с достаточно высокой намагниченностью насыщения- около $2 \mu_B$. Коэрцитивность и остаточная намагниченность зависели от диаметра НП, но во всех случаях коэрцитивность варьировалась от 10 до 30% от максимальной, при этом для сплавов FeCo основной вклад давала анизотропия формы. Ожидаемого эффекта влияния анизотропии формы (различные геометрии измерения) на коэрцитивность не выявлено.

Часть работы (рост и РСА) проводилась в рамках Госзадания ФНИЦ «КиФ».

[1] C.R. Martin. Science **266**, 23, 1961 (1994).

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Кормышев В.Е., Сарычев В.Д., Невский С.А., Рубанникова Ю.А., Громов В.Е.

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

В настоящей работе объектом исследования является рельсовая сталь, подвергнутая дифференцированной термической обработке сжатым воздухом. Целью работы является установление методами современного физического материаловедения параметров структуры, фазового состава, дефектной субструктуры и свойств рельсов после дифференцированной закалки и создание математических моделей распределения температур и формирования структурно-фазовых состояний дифференцированно закаленных рельсов.

С помощью современных методов физического материаловедения изучен процесс формирования структурных и фазовых состояний рельсовой стали при дифференцированной термической обработке сжатым воздухом. Исследования проводились на расстоянии 0, 2, 10 мм по центральной оси и выкружке рельсов от поверхности катания. Установлено, что независимо от расстояния до поверхности катания и направления исследования (по центральной оси или по выкружке) закалка сопровождается формированием морфологически многоплановой структуры, представленной зернами пластинчатого перлита, зернами феррито-карбидной смеси и зернами структурно-свободного феррита, располагающимися в виде вкраплений по границам зерен перлита. Осуществлен количественный анализ и выявлены основные параметры, характеризующие состояние структуры стали. Показано, что формирующаяся структура имеет явно выраженный градиентный характер: состояние поверхностного слоя исследуемой рельсовой стали зависит от направления исследования (по центральной оси или по выкружке) и глубины залегания анализируемого слоя. Выявлен факт снижения относительного содержания зерен структурно-свободного феррита и зерен феррито-карбидной смеси с увеличением расстояния от поверхности. Отмечено, что, поверхностный слой рельсов характеризуется более неравновесным состоянием структуры, что, очевидно, обусловлено повышенной скоростью его охлаждения. Определены значения параметра кристаллической решетки, уровня микроискажений, размера областей когерентного рассеяния, твердости по центральной оси и выкружке, коэффициента трения и параметра износа. Выявлены закономерности изменения скалярной плотности дислокаций и межпластинчатого расстояния в зависимости от расстояния до поверхности катания.

Созданы математические модели распределения температур в головке рельсов и структурно-фазовых превращений при дифференцированной термической обработке. В основу математической модели распределения температур положены уравнения Навье-Стокса и конвективной теплопроводности для закалочной среды и уравнение теплопроводности рельсовой стали. На границе «рельс/воздух» задавалось условие непрерывности тепловых потоков. В условиях самопроизвольного остывания изменение температурного поля моделировали уравнением теплопроводности с условиями третьего рода. Решение уравнений модели методом конечных элементов показало, что на начальном этапе охлаждения температура поверхности головки рельсов, как по центральной оси, так и по выкружке резко уменьшается. При продолжительности охлаждения свыше 100 с происходит стабилизация температуры до 307 К. В центральных областях головки рельса процесс охлаждения идет медленнее, чем в поверхностных. После прекращения принудительного охлаждения сначала наблюдается нагрев поверхностных слоев, обусловленный сменой направления теплового потока от центральных областей к поверхности головки рельса, а затем происходит охлаждение со скоростями существенно меньшими, чем на первом этапе. Полученные результаты могут быть использованы для корректировки режимов дифференцированной закалки.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-32-60001

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ФОРМИРОВАНИЕМ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ α -Ti В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Неласов И.В.¹, Липницкий А.Г.², Картамышев А.И.³, Максименко В.Н.², Колобов Ю.Р.¹

¹ Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

² Белгородский национальный исследовательский университет, Белгород, Россия

³ Тон Дык Тханг университет, Хошимин, Вьетнам

nelasov@icp.ac.ru

К настоящему времени достаточно подробно изучены механизмы пластической деформации титана со структурой ГПУ (α -Ti) при атмосферном давлении и низких скоростях деформации. Особенности деформации α -Ti при повышенных давлениях и температурах в условиях высокоэнергетических воздействий остаются малоизученными, что обусловлено сложностью экспериментальных исследований быстропротекающих процессов внутри материала. В этом случае ограничения экспериментальных методов позволяет компенсировать моделирование методом молекулярной динамики (МД).

В настоящей работе проведено МД-моделирование высокоскоростного деформирования α -Ti при повышенных температурах и давлениях, имитирующих условия высокоэнергетических эффектов. Используется межатомный потенциал для моделирования ω , α и β фаз титана, построенный в рамках подхода для систем с металлическим и ковалентным типами химических связей.

МД-моделирование высокоскоростной деформации α -Ti, имитирующее пластическую деформацию в условиях высокоэнергетических воздействий, показало последовательную реализацию двух механизмов. Пластическая деформация титана начинается по известному механизму реализации скольжения по плоскостям призмы типа (1010). Затем от плоскостей скольжения происходит зарождение и рост ω -фазы титана, что реализует второй механизм пластической деформации. Процесс высокоскоростной деформации заканчивается преобразованием большей части объема моделируемого образца в ω -фазу, в которой остаются включения α -фазы из-за различий в атомных объемах ГПУ и С32 решеток титана. Этот результат указывает на возможный способ получения мелкозернистого α -Ti с использованием воздействия импульсами лазерного излучения или другими высокоэнергетическими воздействиями, инициирующими временный переход α -Ti в ω -фазу. При таком эффекте можно ожидать, что оставшиеся дисперсные включения α -фазы будут служить многочисленными затравками для роста кристаллитов α -Ti, в результате чего может быть сформировано наноструктурное состояние при возврате к нормальному давлению и температуре.

Данное исследование выполнено в рамках тематической карты ИПХФ РАН по теме государственного задания, № государственной регистрации АААА-А19-119100800130-0.

Список литературы

- [1] IV Nelasov, AG Lipnitskii, AI Kartamyshev, VN Maksimenko, YR Kolobov Molecular-dynamics simulation of the α -Ti plastic deformation under conditions of high-energy effects // AIP Conference Proceedings -2018 - 2053 (1), 030047

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБРАБОТКИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0

**Ю.Р. Колобов¹, С.С. Манохин^{1,3}, Г.В. Одинцова², В.И. Бетехтин³, А.Г. Кадомцев³,
М.В. Нарыкова³**

¹ *Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия*

² *Физико-технический институт имени А.Ф.Иоффе, Санкт-Петербург, Россия* ³ *Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*
kolobov@icp.ac.ru

В докладе представлены результаты исследований, полученные с применением методов растровой и просвечивающей электронной микроскопии (с возможностью микрорентгеноспектрального анализа) структуры, приповерхностного слоя сплава марки ВТ1-0 в исходном ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии после воздействия наносекундного лазерного облучения и последующих усталостных испытаний.

Установлено, что в тонком (толщиной 1-3 мкм) приповерхностном слое образцов титана после лазерного облучения вместо исходной УМЗ структуры со слегка вытянутыми параллельно направлению и плоскости прокатки элементами зеренно-субзеренной структуры формируется пластинчатая микроструктура с вытянутыми преимущественно перпендикулярно поверхности образца (НР) элементами микроструктуры с поперечным размером порядка 100 нм и более длиной 0.5-1.0 мкм. Изменения микроструктуры в приповерхностном слое свидетельствуют о процессах направленной перпендикулярно поверхности образца кристаллизации в областях вблизи центральной части кратера. Проведено исследование эволюции рассмотренной микроструктуры в процессе циклического нагружения.

Данное исследование поддержано РНФ (проект №19-12-00221). Работа выполнена с использованием научного оборудования ЦКП Института кристаллографии и фотоники РАН.

СВЕРХГЛУБОКОЕ ВНЕДРЕНИЕ ПОЛИМЕРОВ В НЕОРГАНИЧЕСКИЕ КРИСТАЛЛЫ ШАРИКОВОЙ ОБКАТКОЙ

Классен Н. В., Покидов А.П., Цебрук И.С.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

klassen@issp.ac.ru

Шариковой обкаткой поверхности нескольких видов неорганических кристаллов с нанесенными на них растворами органических полимеров нам впервые удалось получить композиции из органических молекул в неорганических матрицах с мезоскопическими толщинами порядка сотни микрон. Разнообразные составные материалы органика – неорганика разрабатываются уже более полувека, что продиктовано в первую очередь потребностями в получении композитов с особыми механическими и электрическими свойствами для разного вида изделий конструкционного и электротехнического назначения. Но до недавнего времени агрегатные состояния такого рода композитов ограничивались схемой «неорганические микро- или нано-наполнители в полимерных матрицах». Это ограничение обусловлено радикальными различиями в температурном поведении органических и неорганических веществ, используемых в такого рода композитах: пороги температурной устойчивости органики значительно ниже температур, при которых становятся возможными традиционные методы термодиффузионного синтеза твердотельных композиций. Но при изучении процессов локального деформирования приповерхностных слоев посредством шариковой обкатки кристаллов с нанесенными на нее органическими веществами мы обнаружили, что в определенных условиях удается внедрять эти вещества при комнатной температуре на глубины до сотни микрон за времена от десяти до двадцатиминут. Динамика такого рода внедрения регистрировалась непосредственно с помощью видеозаписей оптико-микроскопических наблюдений изменений морфологии приповерхностного слоя прозрачных кристаллов (в данном случае использовались кристаллы иодистого цезия и хлористого калия). Развитие внедрения характеризовалось значительным разнообразием микродинамики, зависящим как от химического состава матриц и внедряемых материалов, так и от параметров процесса обкатки. Например, внедрение молекул полистирола из его раствора в толуоле, нанесенного на поверхность иодистого цезия, происходило путем распространения микроигл, перпендикулярных поверхности. Внедрение при тех же деформационных режимах нанопены из связанных в двумерные сетки наночастиц углерода происходило путем распространения в глубину микропластин, перпендикулярных поверхности. В то же время при замене углеродной нанопены водной суспензией микрочастиц углерода, полученной из сажи, внедряемое вещество распространялось в глубину в виде «микропрутков», наклоненных к поверхности в среднем под углом в 45 градусов. Важно отметить, что в этом случае многие микропрутки закручивались в винтовые спирали вокруг среднего направления распространения. Похожего вида спиральные микрокартины внедрения наблюдались и при обкатке поверхностей иодистого цезия и хлористого калия с нанесенными на них водными суспензиями из растертых зеленых растений, в которой главными компонентами были целлюлоза и мембранные биополимеры. Столь обширное многообразие микрокартин внедрения органических веществ в неорганические матрицы является естественным следствием широкого диапазона видов взаимодействия атомов матриц и внедряемых веществ. Локальная инфракрасная спектроскопия формируемых приповерхностных слоев подтверждает многообразие подобных взаимодействий. Обнаруженные результаты по сверхглубокому внедрению органических веществ в неорганические кристаллы открывают широкие возможности формирования принципиально новых композиционных материалов с весьма интересными оптическими, механическими и электронными свойствами.

ЖАРОПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ НЬ-СПЛАВА И МОЛИБДЕНА С СИЛИЦИДО-КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Коржов В. П., Прохоров Д. В., Желтякова И.С., Карпов М.И.

ИФТТ РАН, г. Черноголовка, Россия

korzhov@issp.ac.ru

Композиты получали по твердофазной технологии сваркой многослойных пакетов из U-образных Nb- и Mo-фольг с покрытиями.

Для Nb-компози́та использовали смесь порошков 55,2Nb–22,0Ti–8,9Mo–5,6Si–5,4ZrH₂–1,7Cr–1,2 мас. %Al. Углерод проникал в покрытие при сварке из камеры установки с графитовым нагревателем. Режим сварки: 1400°C, 5 и 10 ч при 8–15 МПа. Структура композита после сварки: вязко-пластичные слои (Nb) + β -Nb₂C [(Nb) = (Nb, Ti, Me), где Me – Mo, Cr, Al и Si] + упрочняющие слои из карбида TiC и Me(Si,C) = (Ti_{0,58}Me_{0,39})_{0,97}(C_{0,52}Si_{0,51})_{1,03}, Me – Nb, Mo, Zr, Cr и Al (рис. 1,а). Предел прочности композита при 1300°C: 260–380 МПа, трещиностойкость – $12,8 \pm 1,9$ МПа·м^{1/2}. Сто-часовой предел ползучести при 1150°C (нижняя прямая) – 90 МПа (рис. 1,б). Это выше, чем у выплавленного сплава Nb–Si с направленной кристаллизацией – 60 МПа.

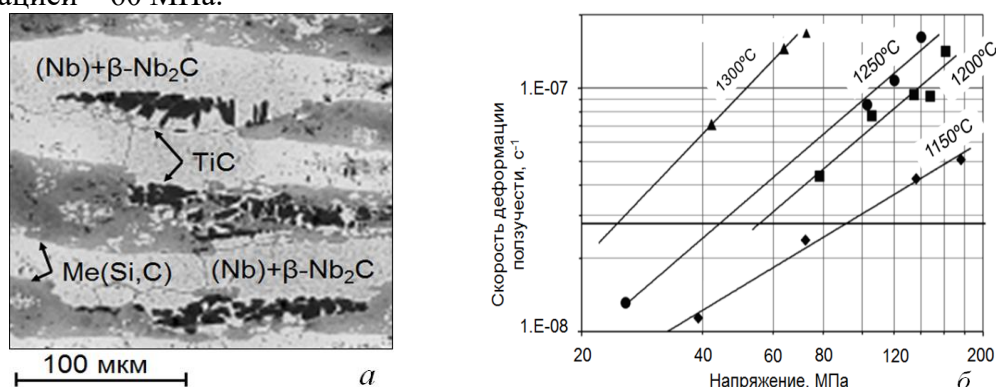


Рис. 1. Микроструктура слоистого композита из многокомпонентного Nb-сплава с (Si–C)-упрочнением и зависимости скорости ползучести от напряжения в интервале 1150–1300°C

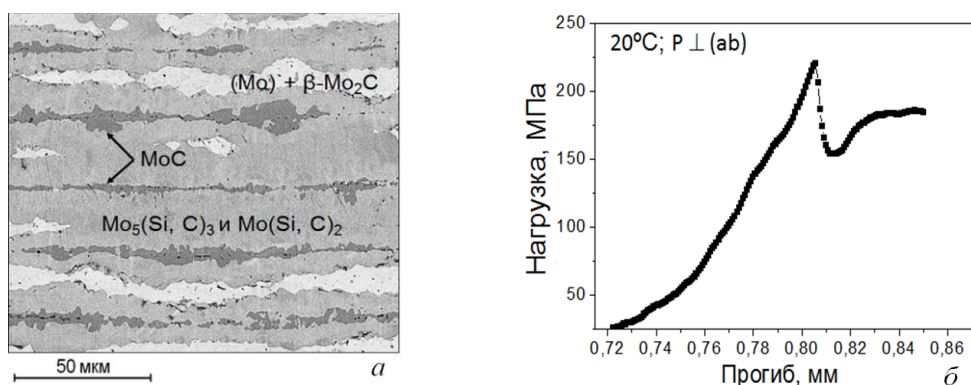


Рис. 2. Микроструктура композита Mo/(Si–C) и экспериментальная кривая нагрузка-перемещение при 20°C и $\perp$ -й ориентации нагрузки P к слоям структуры

Для Mo-компози́тов использовали пакеты из Mo-фольг с (Si–C)-покрытиями. Режим сварки: 1500°C, 30 мин, 10–14 МПа. Композиты имели (1) структуру из эвтек-тоидных слоев (Mo) + β -Mo₂C, чередующихся со слоями эвтектической карбида-сили-цидной смеси Mo₅(Si,C)₃ + Mo(Si,C)₂ и монокрида MoC (рис. 2,а) и (2) высокие значения прочности, равные 325–300 МПа при 1000–1450°C, и трещиностойкости, равные 17,6–21,2 МПа·м^{1/2}. Вид кривых нагрузка-перемещение свидетельствовал о нехрупком характере разрушения испытываемых образцов (рис. 2,б).

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИНЫ В ПОРИСТОМ МАТЕРИАЛЕ С ТРЕУГОЛЬНЫМ ТИПОМ РАСПОЛОЖЕНИЯ ПОР

Воронин С.В., Данилушкин В.С.
Самарский университет, Самара, Россия
vladislavdan@bk.ru

Целью данной работы является исследование влияния процесса зарождения и развития трещины в пористом нагартованном алюминиевом сплаве с треугольным типом расположения пор.

Для исследования влияния типа расположения пор были построены две конечно-элементные модели: с треугольным типом структуры и изотропная (без пор). В результате компьютерного моделирования одноосного растяжения изотропного образца без пор, напряжения во всех точках модели были равны. Для моделирования процесса зарождения и развития трещины в материале с изотропной структурой, на двух противолежащих гранях были заложены концентраторы напряжений треугольной формы. Конечно-элементное моделирование проводилось в программном продукте MSC.Nastran. Для расчета траектории распространения трещины применялась авторская программа-приложение, которая позволяет определить место зарождения трещины в зоне возникновения максимальных напряжений и рассчитать направление движения трещины с учетом принципа выполнения минимальной работы, затрачиваемой на её продвижение. Моделям были заданы свойства нагартованного материала с модулем упругости $E=71000$ МПа. Поэтому расчёт проводился для случая хрупкого разрушения.

После приложения нагрузки наибольшие поля напряжений в модели образца с треугольным типом структуры расположились на обоих полюсах центральных пор, а основные поля напряжений образовались под некоторым углом относительно оси растяжения. В модели образца с изотропной структурой зона наибольших напряжений локализовалась в голове концентратора напряжений. На 5 шаге анализа видно, что зародыши трещин образовались на обоих полюсах центральных пор. В изотропной структуре трещины начали движение к центру модели от двух концентраторов симметрично. На 10 шаге анализа в модели образца с треугольным типом пористой структуры видно, что трещина движется под углом относительно оси растяжения. В изотропной модели образца трещины без изменения траектории продолжали линейное движение к центру. На 15 шаге анализа в пористой структуре трещина изменила своё направление на близкое к перпендикулярному относительно оси растяжения. На 20 шаге анализа трещина двигалась перпендикулярно к оси растяжения. В изотропной структуре изменений в направлении движения трещины не произошло.

При анализе полученных, в результате компьютерного моделирования, данных видно, что на 6 шаге анализа модели образца с треугольным типом структуры для продолжения роста трещины потребовалось приращение степени относительной деформации. А также, условная длина трещины составила 20 конечных элементов. Длина трещины в изотропной структуре составила 40 конечных элементов. Это связано с тем, что в модели с треугольным типом структуры характер распространения трещины более ветвящийся, в отличие от магистрального характера распространения в изотропной модели.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 40Х ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ РЕЗАНИЕМ

Пимонов М.В., Кречетов А.А.

*ФГБОУ ВО «Кузбасский государственный технический университет
имени Т. Ф. Горбачева», г. Кемерово
e-mail: pimonovmv@kuzstu.ru*

Для решения поставленной в работе задачи выполнен ряд исследований, включающих конечно-элементное моделирование процесса механической обработки и расчёт степени истощения запаса пластичности поверхностного слоя металла. Проведены исследования структурно-фазового состояния стали 40Х методом ПЭМ. Статистическая обработка результатов исследования была проведена в пакете Statistica. Для построения аппроксимирующих линий применялась линейная, экспоненциальная и полиномиальная аппроксимация с расчётом коэффициента корреляции Пирсона r и средне квадратичного отклонения r^2 .

Результаты линейной аппроксимации приведены на рисунке 1

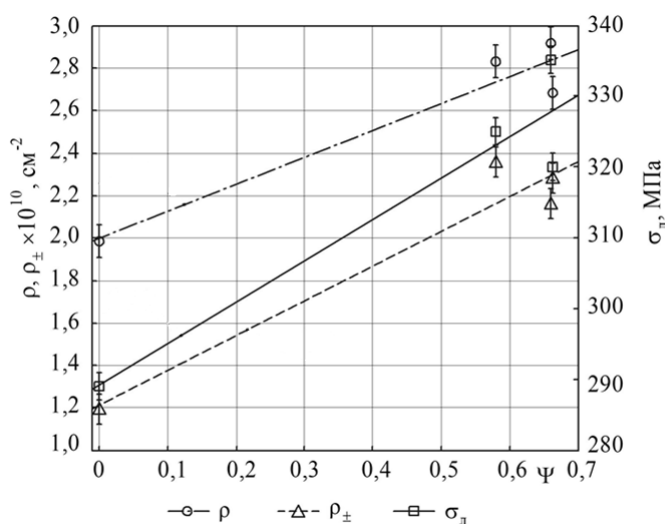


Рисунок 1 – Аппроксимирующие зависимости скалярной ρ , избыточной $\rho_{\pm}$ плотности дислокаций и амплитуды внутренних напряжения сдвига $\sigma_{л}$ от степени истощения запаса пластичности Ψ

Зависимости структурно-фазового состояния от напряженно-деформированного состояния выражаются формулами (1) – (3)

$$\rho = 2,0 + 1,26 \times \Psi, \quad (1)$$

$$\rho_{\pm} = 1,21 + 1,69 \times \Psi, \quad (2)$$

$$\sigma_{л} = 289,23 + 58,89 \times \Psi. \quad (3)$$

Рисунок 1 наглядно показывает зависимость параметров структурно-фазового и напряженно-деформированного состояния поверхностного слоя. Полученные зависимости показывают увеличение показателей дефектности структурно-фазового состояния при увеличении вносимых в поверхностный слой деформаций, что не противоречит общепринятым представлениям, а так же подтверждает утверждение о том, что степень истощения запаса пластичности Ψ является мерой «разрыхлённости» структуры, выдвинутые в работах В.Л. Колмогорова.

ЧЕТЫРЕХ-ВЕРШИННАЯ МОДЕЛЬ ПОТТСА НА ТРЕУГОЛЬНОЙ РЕШЕТКЕ

Курбанова Д. Р., Муртазаев А. К., Рамазанов М. К., Магомедов М. А.

Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН,

Махачкала, Россия

d_kurbanova1990@mail.ru

В настоящее время исследованию спиновых систем с фрустрациями уделяют большое внимание. Это связано с тем, что фрустрации играют важную роль в различных магнитных системах. Считается, что фрустрации, как результат конкурирующих взаимодействий, являются источником вырождения и беспорядка, которые приводят к появлению новых и интересных физических явлений [1].

В данной работе на основе алгоритма Ванга-Ландау метода Монте-Карло мы исследуем влияние конкуренции обменного взаимодействия на фазовые переходы, термодинамические свойства и магнитные структуры основного состояния двумерной модели Поттса с числом состояний спина $q=4$ на треугольной решетке с взаимодействиями первых и вторых ближайших соседей.

Гамильтониан модели может быть представлен в следующем виде:

$$H = -J_1 \sum_{i,j} \cos \theta_{i,j} - J_2 \sum_{i,k} \cos \theta_{i,k}, \quad (1)$$

где J_1 и J_2 – параметры обменных ферро- ($J_1 > 0$) и антиферромагнитного ($J_2 < 0$) взаимодействия соответственно для первых и вторых ближайших соседей, $\theta_{i,j}$, $\theta_{i,k}$ – углы между взаимодействующими спинами $S_i - S_j$ и $S_i - S_k$; $r = |J_2/J_1|$ – величина взаимодействия вторых ближайших соседей. Схематическое и цветовое представление модели представлено на рисунке 1. На вставке приведены направления спинов для каждого из 4 значений спина и соответствующее цветовое представление. Как видно из рисунка, направления векторов заданы таким образом, что выполняется равенство:

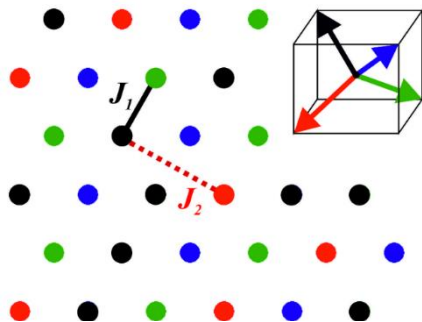


Рис 1. Четырех-вершинная модель Поттса

$$\theta_{i,j} = \begin{cases} 0, & \text{если } S_i = S_j \\ 109.47^\circ, & \text{если } S_i \neq S_j \end{cases},$$

$$\cos \theta_{i,j} = \begin{cases} 1, & \text{если } S_i = S_j \\ -1/3, & \text{если } S_i \neq S_j \end{cases}. \quad (2)$$

Расчеты проводились для систем с периодическими граничными условиями и линейными размерами $L \times L = N$, $L = 12 \div 120$, где L измеряется в размерах элементарной ячейки

Согласно результатам нашего исследования, учет антиферромагнитных взаимодействий вторых ближайших соседей в интервале $0.5 \leq r \leq 1.0$ приводит к фрустрации и нарушению магнитного упорядочения. Установлено, что в точках фрустраций в данной модели фазовый переход отсутствует [2].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №19-02-00153 и фонда Гаджи Махачева по поддержке науки, образования и культуры.

Литература

- [1] D.P. Landau and K. Binder, Monte Carlo Simulations in Statistical Physics, Cambridge University Press, Cambridge (2000).
- [2] Курбанова Д.Р., Муртазаев А.К., Рамазанов М.К., Магомедов М.А., Тааев Т.А. // ЖЭТФ, 2020, Т. 158(6), С. 1095-1100.

**СРАВНЕНИЕ СПЕКТРОВ ГРАНИЦ ЗЕРЕН, СПОНТАННО
СФОРМИРОВАННЫХ В СИСТЕМАХ Cu–Ag И Cu–In**

А.Б. Страумал, К.В. Цой, И.А. Мазилкин, Д.Г. Пиженин, А.О. Родин
ИФТТ РАН, Черноголовка, НИТУ МИСиС, Москва
a.str@issp.ac.ru

Данная работа посвящена сравнению микроструктурных особенностей в системах Cu–Ag и Cu–In при высокотемпературном отжиге в двухфазной области твердое жидкое. Необходимость сравнения данных систем возникла при исследовании протекания поверхностного фазового перехода смачивания границ зерен меди жидкими прослойками расплава на основе серебра и индия. В ходе исследования было замечено, что имеются существенные различия в структуре, а, так же, в спектре встречающихся в данных системах границ зерен. Различия в спектрах границ зерен имеет существенное влияние на значение доли смоченных границ зерен в обоих системах при схожих температурах. Поэтому встал вопрос определить факторы, которые влияют на структуру в данных сплавах, а, следовательно, на спектры границ зерен и протекание поверхностных фазовых переходов.

Для изучения этих факторов были исследованы исходные состояния сплавов, по одному образцу отожженному чуть выше эвтектической или перитектической температуры фазового перехода соответственно и по одному образцу при температуре близкой к плавлению. Исследования проводились с помощью сканирующего электронного микроскопа и детектора дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Данные методики позволили составить карты структур образцов и локализовать на них положение всех видимых границ зерен различных типов. Из-за особенностей функционирования детектора EBSD были выбраны определенные типы границ зерен, такие как малоугловые границы зерен, границы зерен общего типа с большими углами разориентировки и границы зерен решеток совпадающих узлов.

Было проанализировано влияние исходной структуры, особенностей присутствующих в данных системах объемных фазовых переходов и знака энтальпии смещения в данных системах на спонтанное формирование спектров границ зерен в исследуемых образцах.

В результате было показано, что знак энтальпии смещения влияет на скорость роста зерен в исследуемых сплавах. В системе Cu – In (отрицательная энтальпия смещения) был ускорен рост зерен. Судя по всему, положительный тепловой эффект активирует миграцию некоторых особых границ зерен, что может увеличивать их долю в окончательных спектрах границ зерен. В системе Cu – Ag (положительная энтальпия смещения) отсутствует рост зерен при температуре, близкой к температуре эвтектического превращения (слабый, возможно, эндотермический, тепловой эффект). При более высоких температурах активирует рост зерен, но так как мигрируют только границы зерен с низкой энергией активации миграции, исчезают особые границы зерен с высокой энергией активации миграции. Они поглощаются при росте зерен. Баланс в спектрах границ зерен смещается в сторону границ зерен общего типа с большими углами разориентировки.

Данная работа опубликована в журнале «Письма в ЖЭТФ», том 111, вып. 8, с. 514 – 519.

Работа поддержана РФФИ (грант 18-33-00473).

ПРИМЕНЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ЛИГАТУР НА ОСНОВЕ NI-ПОРОШКОВ ДЛЯ АРМИРОВАНИЯ AL-СПЛАВОВ

Кузина А.А., Тихонова А.Ю.

*Самарский национальный исследовательский университет имени академика
С.П. Королёва (Самарский университет), г. Самара, Россия
KuzinaAntonina@mail.ru*

Для изготовления изделий авиационной и космической техники широко применяются композиционные материалы, обладающие высокими служебными характеристиками. Сегодня активно развиваются технологичные способы получения алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных тугоплавкими соединениями. Однако предметом постоянных исследований является ввод в алюминиевый расплав порошковых частиц таких соединений с наноразмерностью, а также их усвоение и однородное распределение в алюминиевой матрице [1-3]. Целью данной работы было исследование режимов смешивания и прессования порошковых смесей состава Ni-Si₃N₄ для получения порошковых лигатур, используемых для последующего ввода в алюминиевый расплав АК12. В качестве материала – основы лигатур был выбран порошок никеля с размером частиц от 30 до 75 мкм, применяемый для повышения прочности сплавов при высоких температурах. В качестве упрочняющей фазы использовался порошок Si₃N₄, полученный в СамГТУ по азидной технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, с размерами частиц до 100 нм. Приготовление порошковых смесей Ni-Si₃N₄ осуществлялось в шаровой и планетарной мельницах. В ходе экспериментальных исследований варьировались время и скорость смешивания. Определено, однородное распределение частиц Si₃N₄ в полученных порошковых смесях достигается при смешивании в планетарной мельнице в течение пяти минут со скоростью 300 об./мин. В таблице 1 представлены некоторые физические и технологические свойства полученных порошковых смесей Ni-Si₃N₄, не обладающих сыпучестью.

Таблица 1 - Свойства полученных порошковых смесей Ni-Si₃N₄

Порошковая смесь	Гранулометрический состав, мкм	Компактная плотность, г/см ³	Насыпная масса, г/см ³	Удельная поверхность, м ² /г
Ni+2,5%Si ₃ N ₄	40...70	8,43	2,15	1,27
Ni+5%Si ₃ N ₄	35...65	8,09	2,03	1,64
Ni+7,5%Si ₃ N ₄	30...60	7,78	1,87	1,86

Далее из полученных смесей Ni-Si₃N₄ холодным прессованием с давлением от 65 до 700 МПа были получены лигатуры с различной плотностью (от 68 до 92%). В алюминиевый расплав АК12 при температурах 850°C - 1000°C вводились порошковые лигатуры Ni-Si₃N₄ (массой 2,5 грамм) с относительной плотностью 85...90%, полученные с давлением прессования 540...700 МПа. Исследовали ввод порошковых лигатур Ni-Si₃N₄ в расплав АК12 без воздействия и с воздействием электромагнитных акустических полей (ЭМАП). В ходе экспериментов определено, частота (500 и 1000 кГц) и время воздействия (2...45 мин.) ЭМАП

на растворимость вводимых порошковых лигатур $\text{Ni-Si}_3\text{N}_4$ и усвоение их расплавом АК12 практически не влияют. Максимальное повышение твердости сплава АК12, имеющего твердость НВ 50 МПа, наблюдается при армировании порошковой лигатурой $\text{Ni-5\%Si}_3\text{N}_4$ и составляет НВ 67 МПа.

Список литературы

- [1] Модифицирование сплава $\text{Al-2\% Cu}$ наночастицами SiC и Si_3N_4 / С.А. Рязанов, А.П. Амосов, В.И. Никитин, Ю.И. Марков, А.А. Ермошкин, Ю.В. Титова // Литейное производство. 2014. №7. С. 16-18.
- [2] Разработка металлокомпозитов на основе алюминия, упрочненных наночастицами тугоплавких соединений / Анисимов О.В., Костиков В.И., Лобачева Е.В., Пузик В.И., Штанкин Ю.В. // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2011. №3. С. 33-39.
- [3] Косников Г.А., Баранов В.А., Петрович С.Ю. Литейные наноструктурные композиционные алюмоматричные сплавы // Литейное производство. 2012. №2. С. 4-9.

ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Al-Mg**Когтенкова О.А., Страумал Б.Б.***ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия*

kogtenkova@issp.ac.ru

Фазовые превращения могут протекать не только в объеме поликристаллов, но также и на свободных поверхностях, границах зерен и межфазных границах. Относительно легко наблюдать зернограничные фазовые переходы, которые имеют место в двухфазных (или многофазных) областях объемных фазовых диаграмм, как, например, зернограничные фазовые превращения смачивания жидкой фазой. В этом случае толщина зернограничного слоя второй (смачивающей) фазы является макроскопической, достигает нескольких микрон и может наблюдаться даже в оптическом микроскопе. Однако зернограничные фазовые превращения могут происходить и в однофазных областях (α -твердых растворах) объемных фазовых диаграмм. В этом случае на границах зерен образуются тонкие в несколько нанометров слои второй фазы, и такая фаза устойчива на границах зерен, но неустойчива в объеме. Формирование подобных прослоек на границах зерен может приводить к кардинальным изменениям свойств сплавов (упрочнение, разрушение, пластичность), особенно ультрамелкозернистых и нанокристаллических, в которых объемная доля границ зерен существенно выше, чем в крупнокристаллических.

Целью работы является изучение зернограничных фазовых превращений на границах зерен и морфологии фаз, образующихся на границах зерен, с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии в металлических сплавах Al-Mg с содержанием второго компонента (3, 5 и 10 wt.%) в однофазных (α -твердый раствор) и двухфазных ($\alpha+\beta$) областях объемных фазовых диаграмм системы Al-Mg с крупным размером зерен и с ультрамелкозернистой структурой, полученной одним из методов интенсивной пластической деформации – кручением под высоким давлением.

Были проведены калориметрические измерения сплавов до и после кручения под высоким давлением с различной скоростью нагрева 10 и 20 К/мин с помощью дифференциальных сканирующих калориметров TA Instruments Q910 и Q1000.

Во всех изучаемых сплавах на кривых дифференциальной сканирующей калориметрии в однофазной области (α -твердый раствор) объемных фазовых диаграмм наблюдались небольшие эндотермические пики, свидетельствующие о зернограничных фазовых превращениях и образовании метастабильных фаз. С помощью просвечивающей электронной микроскопии было показано, что метастабильные фазы в виде тонких прослоек образуются не только на границах зерен, которых много в ультрамелкозернистых образцах, но также и в объеме. В сплаве Al-10 wt.% Mg в ультрамелкозернистых образцах (после деформации кручением под высоким давлением) в температурном интервале от 25 до 400°C (α -твердый раствор и двухфазная смесь $\alpha+\beta$) наблюдались образование и распад не только β -фазы, но и интерметаллидных фаз – ϵ и γ (происходит чередование фаз: зона ГП $\rightarrow \beta \rightarrow \epsilon \rightarrow \beta \rightarrow \gamma \rightarrow \beta$). В других сплавах идентифицировать большинство интерметаллидных фаз было довольно сложно из-за их небольшой доли. Косвенным подтверждением существования метастабильных фаз в однофазной области объемных фазовых диаграмм изучаемых сплавов является наличие дополнительных пиков на кривых дифференциальной сканирующей калориметрии не только в ультрамелкозернистых, но и в крупнокристаллических образцах.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания ИФТТ РАН.

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ	3
Стрельцов С.В. ЭФФЕКТ ЯНА-ТЕЛЛЕРА В СЛУЧАЕ СИЛЬНОГО СПИН-ОРБИТАЛЬНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.001	4
Казаков А.С., Галеева А.В., Артамкин А.И., Иконников А.В., Рябова Л.И., Михайлов Н.Н., Дворецкий С.А., Банников М.И., Данилов С.Н., Хохлов Д.Р. НЕЛОКАЛЬНАЯ ТЕРАГЕРЦОВАЯ ФОТОПРОВОДИМОСТЬ В ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ ТОПОЛОГИЧЕСКОЙ ФАЗЫ $Hg_{1-x}Cd_xTe$ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.002	5
Андронов А.А., Позднякова В.И. ТГЦ УСИЛЕНИЕ В СЭНДВИЧАХ hNB-ГРАФЕН ПРИ $T = 300K$ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.003	6
Макаров А.В., Коробов Ю.С., Соболева Н.Н., Котельников А.Б., Вопнерук А.А., Лежнин Н.В., Худорожкова Ю.В. ИЗНОСОСТОЙКИЕ ПОКРЫТИЯ НА Ni ОСНОВЕ ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ПРИМЕНЕНИЙ В МЕТАЛЛУРГИИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.004	7
Турлапов А.В., Виноградов В.А., Карпов К.А., Лукашов С.С., Платонова М.В. ПОИСК СВЕРХТЕКУЧЕСТИ ФУЛЬДЕ-ФЕРЕЛЛА-ЛАРКИНА- ОВЧИННИКОВА В ГАЗЕ УЛЬТРАХОЛОДНЫХ ФЕРМИ-АТОМОВ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.005	8
Бабаев А.Б., Муртазаев А.К., Атаева Г.Я. ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В НИЗКОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРАХ, ОПИСЫВАЕМЫХ МОДЕЛЯМИ ПОТТСА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.006	9
Карпов М.И. АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В ПРИМЕНЕНИИ К ЖАРОПРОЧНЫМ СПЛАВАМ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ. ПРЕИМУЩЕСТВА И ПРОБЛЕМЫ. DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.007	10
Жевненко С.Н., Петров И.С. ПОВЕРХНОСТНАЯ ЭНЕРГИЯ И ДИФФУЗИОННАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.008	11

Сарычев В.Д., Невский С.А., Кормышев В.Е., Грановский А.Ю., Ващук Е.С., Громов В.Е. РОЛЬ НЕУСТОЙЧИВОСТИ КЕЛЬВИНА-ГЕЛЬМГОЛЬЦА В ФОРМИРОВАНИИ МИКРО И НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.009	12
Страумал Б.Б. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.010	13
Романов Д.А., Почетуа В.В., Громов В.Е., Соснин К.В., Филяков А.Д. ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ WC-AG ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ И АЗОТИРОВАНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.011	14
Макаров А.С., Кончаков Р.А., Кретьова М.А., Кобелев Н.П., Хоник В.А. УНИВЕРСАЛЬНЫЙ КИНЕТИЧЕСКИЙ ПАРАМЕТР, ОТРАЖАЮЩИЙ ПРИРОДУ РЕЛАКСАЦИЙ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛАХ И СТЕКЛАХ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.012	15
Fomin V.M., Rezaev R.O., Smirnova E.I., Schmidt O.G. TOPOLOGY- AND GEOMETRY-DRIVEN PROPERTIES OF ADVANCED SUPERCONDUCTOR NANOARCHITECTURES DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.013	16
Гуткин М.Ю., Микаелян К.Н. ЗАРОЖДЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ НА СТУПЕНЬКЕ МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ В КОМПОЗИТНОМ НАНОСЛОЕ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.014	17
Пушин В.Г., Сагарадзе В.В., Калетина Ю.В., Марченков В.В., Герасимов Е.Г., Казанцев В.А., Калетин А.Ю., Королев А.В., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б., Пилюгин В.П., Попов А.Г., Пушин А.В. НОВЫЙ КЛАСС ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМЫМИ ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СЕНСОРНЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ НА ИХ ОСНОВЕ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.015	18
Larkin I.A., Ponomarenko V.V. CHARGE TRANSFER STATISTICS AND QUBIT DYNAMICS AT TUNNELING FERMI-EDGE SINGULARITY DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.016	19
Гудкина Ж.В., Гуткин М.Ю., Аргунова Т.С. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ НАБЛЮДЕНИЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН ПОПЕРЕЧНОГО СДВИГА В ДЕНТИНЕ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.017	20

Talantsev E.F. CLASSIFYING HIGHLY-COMPRESSED SUPERHYDRIDE SUPERCONDUCTORS DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.018	21
Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yuriev A.A., Kormyshev V.E., Rubannikova Yu.A. STRUCTURE AND PROPERTIES TRANSFORMATIONS OF PEARLITE STEEL INDUCED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.019	22
Кулыгин А.К., Авилов А.С., Новикова В.В. ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ИЗМЕРЕНИЯ ЭЛЕКТРОНОГРАММ С ПОМОЩЬЮ ФЭУ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.020	23
Мамин Р.Ф. СВОЙСТВА ИНТЕРФЕЙСОВ ГЕТЕРОСТРУКТУР СЕГНЕТОЭЛЕКТРИК/ДИЭЛЕКТРИК DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.021	25
Страумал А.Б., Мазилкин И.А., Цой К.В., Герштейн Г.И., Барецки Б. ВЛИЯНИЕ НЕПОЛНОГО И ПОЛНОГО СМАЧИВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ В МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ EZ33A DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.022	26
Sobolev S.L., Cao B.-Y., Kudinov I.V. NON-LOCAL HEAT CONDUCTION ACROSS A SOLID-SOLID INTERFACE BETWEEN THERMOSTATTED AND NON-THERMOSTATTED REGIONS DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.023	27
Осинцев К.А., Коновалов С.В., Громов В.Е., Панченко И.А., Чэнь С. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВОГО И ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА НЕЭКВИМОЛЯРНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Co-Cr-Fe-Ni DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.024	28
Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А., Чэнь С. ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ НЕЭКВИАТОМНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Co-Cr-Fe-Ni DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.025	29
Слядников Е.Е. ФИЗИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ НЕУПРУГОЙ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.026	30

Zschech E., Topal E., Kutukova K., Gluch J., Löffler M., Werner S., Guttman P., Schneider G., Liao Z., Zhang J., Feng X. MULTI-SCALE X-RAY COMPUTED TOMOGRAPHY TO STUDY THE MORPHOLOGY OF HIERARCHICALLY STRUCTURED ELECTROCATALYTIC SYSTEMS FOR FAST WATER DISSOCIATION DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.027	31
Kutukova K., Gluch J., Clausner A., Zschech E. HIGH-RESOLUTION 3D IMAGING OF CRACK PROPAGATION IN ADVANCED MATERIALS USING LABORATORY X-RAY MICROSCOPY DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.028	33
Егоров В.К., Егоров Е.В. РЕАЛИЗАЦИЯ РЕАКЦИЙ ХОЛОДНОГО ЯДЕРНОГО СИНТЕЗА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПЛОСКИХ РЕНТГЕНОВСКИХ ВОЛНОВОДОВ-РЕЗОНАТОРОВ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.029	35
Кравцов Е.А., Проглядо В.В., Устинов В.В., Аксенов В.Л., Жакетов В.Д., Никитенко Ю.В., Васенко А.С., Голубов А.А., Куприянов М.Ю., Khaydukov Yu. ВЛИЯНИЕ СВЕРХПРОВОДИМОСТИ НА НАМАГНИЧЕННОСТЬ В МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОСТРУКТУРАХ Nb/Gd DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.030	36
Долганов П.В., Бакланова К.Д. КОРРЕЛЯЦИЯ МЕЖДУ ПЛОТНОСТЬЮ ФОТОННЫХ СОСТОЯНИЙ И СПЕКТРАЛЬНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФОТОННЫХ КРИСТАЛЛОВ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.031	37
Нохрин А.В., Шадрин Я.С., Бобров А.А., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Берендеев Н.Н., Нагичева Г.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ ПРОВОДНИКОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ МАЛОГАБАРИТНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ПРОВОДОВ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.032	38
Еремин М.В., Васин К.В. МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ СВЯЗЬ В FeCr_2O_4 И DyCrO_4 DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.033	40
Улитко В.Э., Зотов А.К., Масалов В.М., Емельченко Г.А., Курлов В.Н., Катыба Г.М., Зайцев К.И. НОВЫЕ ЭЛЕМЕНТЫ ТЕРАГЕРЦОВОЙ ОПТИКИ НА ОСНОВЕ ИССКУСТВЕННОГО ОПАЛА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.034	41
Semkin M.A., Urusova N.V., Pirogov A.N. MAGNETIC STRUCTURES OF THE $\text{LiNi}_{0.9}\text{Co}_{0.1}\text{PO}_4$ CRYSTALS DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.035	42

Зотов А.К., Долганова И.Н., Зайцев К.И., Шикунова И.А., Курлов В.Н. ОПТИЧЕСКИЙ КОНТРОЛЬ КРИОАБЛЯЦИИ БИОТКАНЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ САПФИРОВЫХ КРИОАППЛИКАТОРОВ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.036	43
Толстомятов Е.М., Гракович П.Н., Иванов Л.Ф., Калинин Л.А. АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.037	44
Стрюков Д.О., Кийко В.М., Коржов В.П., Каледин А.В., Курлов В.Н. ВЫРАЩИВАНИЕ ИЗ РАСПЛАВА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ОКСИДНЫХ ВОЛОКОН И ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.038	45
Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Тептерев М.С. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА ПЛОТНОСТЬ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ И РАЗМЕР СУБЗЕРНА В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ МАГНИЯ НА РАННИХ СТАДИЯХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.039	47
Акимова О.В., Терешина И.С., Каминская Т.П. ВЛИЯНИЕ ОБРАТИМОГО ВОДОРОДНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ ДИФфуЗИОННЫХ ФИЛЬТРОВ-МЕМБРАН DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.040	48
Бедин С.А., Кожина Е.П., Нечаева Н.Л., Долуденко И.М., Загорский Д.Л. МЕТОД МАТРИЧНОГО СИНТЕЗА В ПОЛУЧЕНИИ SERS-АКТИВНЫХ ПОДЛОЖЕК DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.041	49
Valiev R.Z., Murashkin M.Y., Enikeev N.A. BULK NANOSTRUCTURED METALLIC MATERIALS WITH MULTIFUNCTIONAL PROPERTIES DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.042	50
СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ	51
Ягупов С.В., Могиленец Ю.А., Стругацкий М.Б., Селезнев К.А., Селезнева К.А., Снегирёв Н.И., Любутина М.В., Любутин И.С. ЛАБОРАТОРНЫЙ РОСТОВОЙ КОМПЛЕКС НА ОСНОВЕ ШАХТНОЙ ПЕЧИ СШОЛ-1.3/12-И1 ДЛЯ ВЫРАЩИВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ МЕТОДОМ ИЗ РАСТВОРА В РАСПЛАВЕ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.043	52
Ягупов С.В., Могиленец Ю.А., Стругацкий М.Б., Селезнев К.А., Селезнева К.А., Снегирёв Н.И., Любутина М.В., Любутин И.С. ИЗОТОПОБОГАЩЕННЫЕ МОНОКРИСТАЛЛЫ БОРАТА ЖЕЛЕЗА ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В КАЧЕСТВЕ МОНОХРОМАТОРОВ В ЯДЕРНО- РЕЗОНАНСНЫХ СИНХРОТРОННЫХ ЭКСПЕРИМЕНТАХ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.044	54

Мазилкин А.А, Протасова С.Г., Страумал Б.Б., Страумал А.Б. СМАЧИВАЕМОСТЬ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА WC/WC В ТВЕРДЫХ СПЛАВАХ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.045	56
Вилков Е.А., Чигарев С.Г., Фомин Л.А., Маликов И.В. ТГЦ ИЗЛУЧЕНИЕ, ОБУСЛОВЛЕННОЕ СПИНОВОЙ-ИНЖЕКЦИЕЙ В МАГНИТНОМ ПЕРЕХОДЕ Fe/Mo DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.046	57
Фомин Л.А, Маликов И.В, Березин В.А. МАГНЕТОСОПРОТИВЛЕНИЕ ПЛЕНОК Co₂FeAl НА А-ПЛОСКОСТИ САПФИРА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.047	58
Su C., Konovalov S., Chen X. LASER MELTING DEPOSITED CoCrFeNiMn HIGH-ENTROPY ALLOY: POROSITY, MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.048	59
Wang Ya., Konovalov S., Chen X. INFLUENCE OF Si, Mg AND Mn ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF Cu-Al MANUFACTURED BY COLD METAL TRANSFER WELDING DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.049	60
Гэн Я., Панченко И.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Чэнь С., Ситнер О.С. АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Al-Mg, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.050	61
Комаров Д.В., Коновалов С.В., Тимофеева Я.А. ИЗУЧЕНИЕ ТВЕРДОСТИ И МИКРОТВЕРДОСТИ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБИНЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ ГТК-10-4 В РАЗЛИЧНЫХ СЕЧЕНИЯХ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.051	62
Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А., Чэнь С. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.052	63
Васильева А.А., Коновалов С.В., Мельников А.А., Осинцев К.А., Тимофеева Я.А. СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА, УПРОЧНЕННОГО ПОКРЫТИЕМ, ПОЛУЧЕННЫМ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.053	64
Жуков Д.В., Чаплыгин К.К., Коновалов С.В., Воронин С.В. ПОДПОВЕРХНОСТНАЯ КОРРОЗИЯ КАК ОСНОВНОЙ ДЕГРАДАЦИОННЫЙ ПРОЦЕСС ТРУБОПРОВОДНОЙ СТАЛИ 17ГС ПОСЛЕ 50 ЛЕТ ЭКСПЛУАТАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.054	65

Устинов В.В., Миляев М.А., Наумова Л.И., Заборницын Р.С., Криницина Т.П., Проглядо В.В. СПИНОВЫЕ КЛАПАНЫ КАК ИНСТРУМЕНТ ИЗУЧЕНИЯ ГЕЛИКОИДАЛЬНОГО МАГНЕТИЗМА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.055	66
Рубштейн А.П., Владимиров А.Б., Плотников С.А., Ринкевич А.Б. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ АЛМАЗОПОДОБНОГО УГЛЕРОДА И КОМПОЗИТА КАРБИД ПЕРЕХОДНОГО МЕТАЛЛА - АМОРФНАЯ МАТРИЦА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.056	67
Larkin I.A., Vagov A., Axt V.M., Croitoru M.D. ROLE OF NONLOCALITY AND LANDAU DAMPING IN THE DYNAMICS OF A QUANTUM DOT COUPLED TO SURFACE PLASMONS. DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.057	68
Ващук Е.С., Башенко Л.П., Будовских Е.А., Аксёнова К.В., Громов В.Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.058	69
Baranov N.V., Selezneva N.V., Sherokalova E.M., Gubkin A.F. MAGNETIC PHASE TRANSITIONS IN IRON-CONTAINING CHALCOGENIDES $\text{Fe}_x\text{Ti}(\text{S},\text{Se})_2$ WITH A LAYERED CRYSTAL STRUCTURE DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.059	70
Горнакова А.С., Прокофьев С.И. КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ОЦЕНКИ ПАРАМЕТРОВ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ МЕЖФАЗНЫХ И МЕЖЗЕРЕННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАТЯЖЕНИЙ В СПЛАВЕ Ti–6Al–4V DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.060	71
Осипов В.В., Соломонов В.И., Платонов В.В., Шитов В.А. СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ $\text{Cu}^{2+}:\text{MgAl}_2\text{O}_4$ КЕРАМИКИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.061	72
Druzhinin A.V., Cancellieri C., Straumal B.B. THE ROLE OF INTERFACE STRESS IN THE THERMAL DEGRADATION OF CU/W NANO-MULTILAYERS DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.062	73
Сайпулаева Л.А., Алибеков А. Г., Мельникова Н.В., Тебеньков А.В., Бабушкин А.Н., Гаджиалиев М.М., Захвалинский В.С., Риль А.И., Маренкин С.Ф. ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ $\text{Cd}_3\text{As}_2 + n$ мол. % MnAs, $n=10, 20, 30$ И 44,7 ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.063	74

Головня О.А., Власова Н.И., Попов А.Г., Гавико В.С. МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Fe-Pd, ЛЕГИРОВАННЫХ ФОСФОРОМ, БОРОМ И КРЕМНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.064	75
Сурсаева В.Г., Семенов В.Н. НЕСТАЦИОНАРНОЕ ДВИЖЕНИЕ ИНДИВИДУАЛЬНЫХ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.065	76
Лончаков А.Т., Бобин С.Б., Неверов В.Н. НАБЛЮДЕНИЕ КВАНТОВОГО ТОПОЛОГИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА ХОЛЛА В СЕЛЕНИДЕ РТУТИ – КАНДИДАТЕ В СЕМЕЙСТВО ПОЛУМЕТАЛЛОВ ВЕЙЛЯ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.066	77
Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н., Прохоров Д.В. СЛОИСТО-ВОЛОКНИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ С МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.067	78
Криничный В.И., Юданова Е.И., Денисов Н.Н. РОЛЬ ЭФФЕКТА ЗЕЕМАНА В СПИН-ЗАВИСИМОМ ПЕРЕНОСЕ ЗАРЯДА В ОРГАНИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРНЫХ НАНОКОМПОЗИТАХ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.068	79
Никулов А.В. ЭФФЕКТ МЕЙСНЕРА ОПРОВЕРГАЕТ ВТОРОЙ ЗАКОН ТЕРМОДИНАМИКИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.069	80
Страумал Б.Б., Рабкин Е., Струг Р., Горнакова А.С., Кильмаметов А.Р., Анисимова Н.Ю., Киселевский М.В. СПЛАВЫ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ НА ОСНОВЕ β-ТИТАНА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.070	81
Добычина О.С., Коновалов С.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В ЦИНКОВОМ РАСПЛАВЕ НА ОБРАЗОВАНИЕ ЗАЩИТНОЙ ОКИСНОЙ ПЛЕНКИ НА ПОКРЫТИИ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕГО ОЦИНКОВАНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.071	82
Артюхова Н.В., Аникеев С.Г., Мамазакиров О.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ РЕАКЦИОННЫХ ЯЧЕЕК В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ TiNi С ДОБАВКАМИ МОЛИБДЕНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.072	83

Нохрин А.В., Шадрина Я.С., Бобров А.А., Козлова Н.А., Нагичева Г.С., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Al-Mg-Sc-Zr С РАЗЛИЧНЫМ СООТНОШЕНИЕМ СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.073	84
Страумал П.Б., Мартыненко Н.С. ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ СПЛАВОВ Cu-Cr-N и Cu-Cr-Nb-Zr ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.074	85
Синеглазов Д.С., Дивинский С.В., Покоев А.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.075	86
Зайцев А.В. ОТРИЦАТЕЛЬНОЕ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ И ДРУГИЕ ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННОГО ТРАНСПОРТА В РАЗЛИЧНЫХ ГИБРИДНЫХ ДВУХ-БАРЬЕРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВЫХ СТРУКТУРАХ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.076	87
Шикунов С.Л., Каледин А.В. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ ДЛЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ПРИМЕНЕНИЙ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.077	88
Шикунов С.Л., Каледин А.В. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СПОСОБ НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНЫХ SiC ПОКРЫТИЙ НА УГЛЕРОДНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ SiC МАТЕРИАЛЫ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.078	89
Вилков Е.А., Чигарев С.Г., Панас А.И., Загорский Д.Л., Долуденко И.М., Ерохина Н.С., Черкасов Д.А. О ВОЗМОЖНОСТИ ГЕНЕРАЦИИ И ДЕТЕКТИРОВАНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ТЕРАГЕРЦОВОГО ДИАПАЗОНА НА НАНОПРОВОЛОКАХ С МАГНИТНЫМИ ПЕРЕХОДАМИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.079	90
Petrzhik A.M., Shadrin A.V., Kisilinskii Yu.V., Constantinian K.Y., Ovsyannikov G.A., Cristiani G., Logvenov G. EPITAXIAL HETEROSTRUCTURE OF A CUPRATE SUPERCONDUCTOR AND PRASEODYMIUM NICKELATE DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.080	93

Шикунов С.Л., Каледин А.В., Ершов А.Е. МОДИФИЦИРОВАНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiC МЕТАЛЛАМИ И СПЛАВАМИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.081	94
Соломкин Ф.Ю., Самунин А.Ю., Зайцева Н.В., Шаренкова Н.В., Исаченко Г.Н., Самусевич К.Л., Ключковская В.В., Орехов А.С., Архарова Н.А. ВОЗМОЖНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ХРОМА В КАЧЕСТВЕ КОММУТАЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ CrSi₂ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.082	95
Бунин И.Ж., Хабарова И.А. ИЗМЕНЕНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ И ЭЛЕКТРОДНОГО ПОТЕНЦИАЛА ПРИРОДНОГО ПИРРОТИНА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.083	96
Белов А.Ю. УСЛОВИЯ ДОКРИТИЧЕСКОГО РОСТА СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ДОМЕНОВ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.084	97
Straumal B.B., Gornakova A.S., Kiselevskiy M.V., Anisimova N.Yu., Nekrasov A.N., Kilammetov A.R., Strug R.E., Rabkin E. HUMAN CELLS SURVIVABILITY AS A FUNCTION OF IMPLANT SURFACE TOPOGRAPHY DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.085	98
Perunov I.V., Frolov K.V., Zagorskii D.L., Lyubutin I.S., Artemov V.V., Khmelenin D.N., Doludenko I.M. MAGNETIC AND MOSSBAUER PROPERTIES OF Fe_xNi_{1-x} NANOWIRES DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.086	99
Тимофеев В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ВЯЗКОСТИ ПОСТСИНАПТИЧЕСКОЙ МЕМБРАНЫ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ЕЕ СОСТАВА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.087	100
Al-Muzaiqer M.A., Fliagin V.M., Ivanova N.A. THE INFLUENCE OF MENISCUS SHAPE ON THE SELF-ASSEMBLY OF MICROPARTICLES IN A COLLOIDAL SOLUTION DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.088	101
Комолов А.С., Агапова Ю.К., Тимофеев В.И., Ракитина Т.В. ВЛИЯНИЕ НАРУШЕНИЯ ДИМЕРНОГО ИНТЕРФЕЙСА НА СТРУКТУРНО-ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА HU-БЕЛКА ИЗ SPIROPLASMA MELLIFERUM DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.089	102

Шумм А.Б., Короткова П.Д., Юрченко А.А., Тимофеев В.И., Гусельников А.Р., Владимиров Ю.А. МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА САМООРГАНИЗАЦИИ МОЛЕКУЛ ТЕТРАОЛЕИЛКАРДИОЛИПИНА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.090	103
Короткова П.Д., Юрченко А.А., Тимофеев В.И., Шумм А.Б., Гусельникова А.Р., Владимиров Ю.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ БИСЛОЯ, ИМИТИРУЮЩЕГО ВНУТРЕННЮЮ МЕМБРАНУ МИТОХОНДРИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ COARSE-GRAINED МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.091	104
Панов Д.В., Хайретдинова Д.Р., Долуденко И.М., Панина Л.В., Загорский Д.Л. НАНОПРОВОЛОКИ ИЗ Co И FeCo : ПОЛУЧЕНИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.092	105
Кормышев В.Е., Сарычев В.Д., Невский С.А., Рубанникова Ю.А., Громов В.Е. МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.093	106
Неласов И.В., Липницкий А.Г., Картамышев А.И., Максименко В.Н., Колобов Ю.Р. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ С ФОРМИРОВАНИЕМ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ α -Ti В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.094	107
Колобов Ю.Р., Манохин С.С., Одинцова Г.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБРАБОТКИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.095	108
Классен Н.В., Покидов А.П., Цебрук И.С. СВЕРХГЛУБОКОЕ ВНЕДРЕНИЕ ПОЛИМЕРОВ В НЕОРГАНИЧЕСКИЕ КРИСТАЛЛЫ ШАРИКОВОЙ ОБКАТКОЙ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.096	109
Коржов В. П., Прохоров Д. В., Желтякова И.С., Карпов М.И. ЖАРОПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ Nb-СПЛАВА И МОЛИБДЕНА С СИЛИЦИДО-КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.097	110

Воронин С.В., Данилушкин В.С. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ТРЕЩИНЫ В ПОРИСТОМ МАТЕРИАЛЕ С ТРЕУГОЛЬНЫМ ТИПОМ РАСПОЛОЖЕНИЯ ПОР DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.098	111
Пимонов М.В., Кречетов А.А. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 40Х ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ РЕЗАНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.099	112
Курбанова Д.Р., Муртазаев А.К., Рамазанов М.К., Магомедов М.А. ЧЕТЫРЕХ-ВЕРШИННАЯ МОДЕЛЬ ПОТТСА НА ТРЕУГОЛЬНОЙ РЕШЕТКЕ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.100	113
Страумал А.Б., Цой К.В., Мазилкин И.А., Пиженин Д.Г., Родин А.О. СРАВНЕНИЕ СПЕКТРОВ ГРАНИЦ ЗЕРЕН, СПОНТАННО СФОРМИРОВАННЫХ В СИСТЕМАХ Cu–Ag И Cu–In DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.101	114
Кузина А.А., Тихонова А.Ю. ПРИМЕНЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ ЛИГАТУР НА ОСНОВЕ NI-ПОРОШКОВ ДЛЯ АРМИРОВАНИЯ AL-СПЛАВОВ DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.102	115
Когтенкова О.А., Страумал Б.Б. ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Al-Mg DOI 10.26201/ISSP.2019.45.557/XIII_FKS.103	117
СОДЕРЖАНИЕ	118