НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК БЕЛАРУСИ

МЕЖГОСУДАРСТВЕННЫЙ КООРДИНАЦИОННЫЙ СОВЕТ ПО ФИЗИКЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

ИНСТИТУТ ТЕХНИЧЕСКОЙ АКУСТИКИ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ

ПОЛОЦКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ЭКОНОМИЧЕСКИЙ КОЛЛЕДЖ

# ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

## Материалы международного симпозиума

(Витебск, 25-29 августа 2025 года)

*посвящается 50-летию государственного научного учреждения «Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси»*

Минск
«ИВЦ Минфина»
2025

УДК 539.2
ББК 22.25
П-27

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

**Перспективные материалы и технологии**: материалы международного
П27 симпозиума, Витебск, 25 - 29 августа 2025 г. / под. ред. Рубаника В.В. – Минск : ИВЦ Минфина, 2025. – 299 с.
ISBN 978-985-612-5.

В сборнике материалов международного симпозиума опубликованы результаты новейших исследований в области перспективных конструкционных и функциональных материалов. Значительное число докладов посвящено вопросам практического применения этих материалов, технологий и устройств.

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

Тексты набраны с авторских оригиналов.

**УДК 539.2**
**ББК 22.25**

**ISBN 987-985-880-612-5**

© Авторы статей, 2025
© Институт технической акустики НАН Беларуси, 2025
© Оформление. «ИВЦ Минфина», 2025

## УВАЖАЕМЫЕ КОЛЛЕГИ!

Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии» приурочен к 50-летию государственного научного учреждения «Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси».

Институт технической акустики (до 1994 г. – Витебское отделение института физики твердого тела и полупроводников) был создан 25 сентября 1975 г. в соответствии с Постановлением Президиума Академии наук БССР №140 на базе трех академических институтов: Физико-технического института, Института физики, Института физики твердого тела и полупроводников и являлся первым в Витебской области научно-исследовательским академическим институтом. Организатором и первым директором института был академик НАН Беларуси, доктор технических наук, профессор, лауреат Государственной премии БССР, заслуженный деятель науки Республики Беларусь Владимир Владимирович Клубович, известный ученый в области технологии обработки металлов.

На сегодняшний день Институт представляет собой академический научно-технический комплекс, обеспечивающий высокий уровень как фундаментальных, так и прикладных исследований, соответствующих приоритетным направлениям научно-технической деятельности Республики Беларусь. Наряду с уже ставшими классическими научными школами в области ультразвуковой обработки материалов - акад. НАН Беларуси В.В. Клубович, термоупругих фазовых превращений при внешних высокоэнергетических воздействиях - чл.-корр. НАН Беларуси В.В. Рубаник, композиционных и градиентных сегнетоэлектрических и ферромагнитных материалов - к.ф.-м.н. В.В. Михневич, в Институте динамично развиваются новые направления в области материаловедения и технологии материалов: разработка научных принципов управления процессами синтеза и структурообразования неорганических материалов методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза; изучение свойств нанодисперсных материалов и структур; разработка методов получения материалов с заданными свойствами путем ультразвуковой механоактивации и ультразвукового компактирования порошковых материалов; разработка аддитивных технологий получения металлических структур методом послойной электродуговой наплавки с одновременным ультразвуковым воздействием; получение композиционных многофункциональных покрытий на изделиях медицинского назначения и новых функциональных материалов, в том числе полимерных, сорбционных и люминесцентных, с использованием высокоэнергетических воздействий; изучение свойств новых композиционных и градиентных материалов, претерпевающих фазовые переходы; разработка и исследование свойств композиционных мультиферроиков с гигантским значением магнитоэлектрического коэффициента и др.

Симпозиум продолжает цикл научных мероприятий, проводимых Институтом начиная с 2008 года. На симпозиуме планируется обсудить широкий круг вопросов: особенности строения и структуры материалов; процессы тепло- и массопереноса; материаловедческие аспекты композиционных материалов; применение высококонцентрированных источников энергии в технологиях обработки и создания новых материалов, в том числе с эффектом памяти формы; применение энерго- и ресурсосберегающих технологий; современные методы исследования материалов и др. Надеемся, что проведение симпозиума будет способствовать дальнейшему развитию данных научно-практических направлений, установлению творческих связей с учёными других организаций, поиску совместных решений актуальных задач.

Желаем всем участникам Международного симпозиума «Перспективные материалы и технологии» плодотворной работы, конструктивных идей и достойных результатов!

*Организационный комитет симпозиума*

# АНАЛИЗ И ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ КОМПРЕССИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ ПОКРЫТИЙ ИЗ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНОЙ КЕРАМИКИ

**Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Литвинко А.А., Оковитый В.В.**
*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,*
*niil_svarka@bntu.by*

В качестве критерия оптимизации процесса компрессионно-плазменной обработки покрытий на основе состава $Al_2O_3$–30 % $Cr_2O_3$–12,5 % $MoS_2$, созданного методом агломерации мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием, выбрана максимальная степень оплавления и уплотнения материалов. Достижение такого состояния возможно за счет повышения энергетического уровня теплового и ударно-волнового воздействия импульсов при сокращении дистанции воздействия до минимально допустимого значения. Однако чрезмерное уменьшение расстояния ограничивается началом разрушения покрытия, например, образованием трещин. Компрессионно-плазменную обработку напыленных покрытий проводили с использованием газоразрядного квазистационарного ускорителя магнитоплазменного компрессора (МПК). Среди его преимуществ по сравнению с другими ускорителями выделяются высокая стабильность компрессионного потока, возможность регулировки его состава, размеров и характеристик плазмы, а также оптимальная длительность разряда для прикладных задач [1–4]. Установка компактной геометрии для создания компрессионных плазменных импульсов, генерируемых МПК, включает вакуумный блок с камерой, систему откачки и подачи рабочего газа, разрядное устройство, емкостной накопитель энергии и диагностический комплекс. Разрядный ток МПК изменялся в диапазоне 70–100 кА при варьировании начального напряжения накопителя от 3 до 5 кВ, а длительность разряда составляла около 150 мкс. Плотность энергии импульсного воздействия достигала значений порядка (2–3) × $10^5$ Вт/см². Процесс плазменного напыления покрытий для дальнейшей обработки проводился в воздушной атмосфере на установке УПУ-3Д, оснащенной порошковым питателем TWIN-10. Получаемая толщина покрытий варьировалась в пределах 0,5–0,6 мм.

**Результаты и обсуждение.** В таблице 1 представлены результаты оптимизации дистанции обработки. Согласно этим данным, оптимальная дистанция для компрессионно-плазменной обработки покрытий состава $Al_2O_3$–30 % $Cr_2O_3$–12,5 % $MoS_2$ составляет 0,07 м. Это подтверждается стабилизацией пористости, желаемое снижение которой при расстояниях менее 0,06 м практически не достигается. Причиной является кратковременность теплового и динамического воздействия импульсов (~200 мкс), а также присутствие в составе покрытия значительной доли тугоплавкой фазы, которая препятствует дальнейшему оплавлению и уплотнению материала. Кроме того, при уменьшении дистанции до 0,05 м для состава $Al_2O_3$–30 % $Cr_2O_3$–12,5 % $MoS_2$ наблюдается разрушение покрытия с развитием макротрещин. Наряду с оптимизацией дистанции обработки была проведена настройка суммарного количества импульсов плазмы, необходимых для формирования полностью оплавленного покрытия по всей его толщине. Установлено, что оптимальное количество импульсов составляет 12–13. Увеличение числа импульсов сверх этого значения нецелесообразно, так как оно приводит к ухудшению геометрии поверхности покрытия и усложняет его последующую механическую обработку. Микроструктура покрытия, обработанного в оптимальных условиях, представлена на рисунке 1. Видно, что структура покрытия состоит из оплавленного металлокерамического материала с равномерным распределением структурных элементов. Такое строение способствует повышению износостойкости покрытия. Также заметны включения частиц твердых смазок, формирующих покрытие. Указанные элементы структуры проявляются в виде характерных светлых оболочек, не подвергшихся протравлению. Сохранение структуры распыляемых композиционных частиц в плазменной струе, их взаимодействие с подложкой и дальнейшее воздействие импульсов плазмы указывают на то, что состав исходных порошков остается практически неизменным в процессе

формирования покрытий. Это является важным фактором для обеспечения требуемых эксплуатационных характеристик нанесенных материалов. Дополнительно их свойства улучшаются благодаря применению компрессионно-плазменной обработки.

**Таблица 1 – Результаты исследований по выбору оптимальной дистанции обработки**

| Покрытие | Дистанция импульсно-плазменной обработки, м | Показатель пористости, % |
|---|---|---|
| Al2O3-30 %Cr2O3-12,5 %MoS2 (агломер.) | 0,09<br>0,08<br>0,07<br>0,06<br>0,05 | ***4,5–5,9***<br>3,8–5,1<br><br>***3,4–4,8***<br>3,1–4,7<br>Разрушение покрытия |

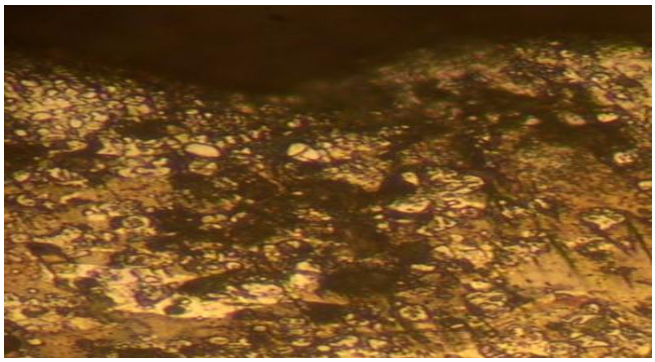


**Рисунок 1 – Микроструктура покрытия $Al_2O_3$–30 % $Cr_2O_3$–12,5 % $MoS_2$, сформированного при оптимизированных параметрах обработки**

Особенности структуры нанесенных композиций заключаются в усложнении процессов травления их элементов. Увеличение количества участков, не подверженных травлению, указывает на присутствие упрочненных аморфных или близких к ним нанокристаллических структур, обладающих высокой коррозионной стойкостью и практически нерастворимых в кислотных растворах. В соответствии с методологическим подходом к изучению свойств покрытий был проведен анализ изменения усредненной микротвердости напыленных композиций. Микротвердость этих материалов увеличилась в 1,15–1,23 раза после применения импульсно-плазменной обработки. Это явление объясняется более эффективным формированием фаз с повышенной прочностью, которые имеют аморфную или близкую к ней нанокристаллическую структуру. Эффективность достигается за счет локального оплавления и уплотнения слоев покрытий толщиной 30–40 мкм при их сверхбыстром охлаждении, а также отсутствия нежелательной рекристаллизации. Это обусловлено тем, что в процессе компрессионно-плазменной обработки происходят процессы, проникающие вглубь покрытия, что позволяет предшествующим уплотненным слоям с низкой пористостью и высокой теплопроводностью не достигать критических температур.

**Выводы.** Проведенные исследования направлены на оптимизацию технологических параметров высокоэнергетической обработки напыленных покрытий, изготовленных из многофункциональной керамики с добавлением твердых смазок. Эти покрытия были получены методом агломерации мелкодисперсной шихты с последующим высокотемпературным спеканием. Оптимизация проводилась с акцентом на процессы структурообразования, включая оплавление, уплотнение и быстрое охлаждение материалов. Критерием оптимизации служила максимальная степень локального оплавления и уплотнения покрытий без признаков их разрушения в результате воздействия импульсов плазмы. Энергия воздействия генерировалась с использованием газоразрядного квазистационарного ускорителя типа магнитоплазменный компрессор (МПК) и твердотельного квазистационарного

лазерного излучателя. Установлено, что оптимальная дистанция для компрессионно плазменной обработки покрытий состава $Al_2O_3$–30 % $Cr_2O_3$–12,5 % $MoS_2$ составляет 0,07 м. Это значение подтверждается наблюдаемой стабилизацией пористости, желаемое уменьшение которой при дистанциях менее 0,06 м практически не происходит. Это объясняется кратковременностью тепловых и динамических импульсных воздействий (~200 мкс), а также высоким содержанием тугоплавкой фазы в покрытиях, что препятствует значительному оплавлению и уплотнению. Кроме того, при дистанции 0,05 м для $Al_2O_3$–30 % $Cr_2O_3$–12,5 % $MoS_2$ наблюдается разрушение покрытия, проявляющееся в образовании макротрещин. Оптимальные плотности мощности излучения (W) для обработки этих композиций составляют (5,0–7,0) × $10^5$ Вт/см². Динамика повышения степени оплавления и уплотнения подтверждает, что желаемое снижение пористости (по критерию оптимизации) при W более 6,0 и 7,0 × $10^5$ Вт/см² не наблюдается. Снижение эффективности теплоотдачи обусловлено высоким содержанием тугоплавкой и твердой оксидной фазы (более 80 %), что ограничивает оплавление и уплотнение покрытий. При дальнейшем увеличении W фиксируется нежелательное тепловое разрушение поверхностей обрабатываемых материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Оковитый, В.А. Многослойные композиционные плазменные оксидных покрытия на элементах экранной защиты на основе диоксида циркония. / Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.В., Асташинский В.М., Храмцов П.П., Черник М.Ю., Углов В.В., С.Б. Соболевский С.Б. // «Наука и техника», БНТУ – Минск. – 2017. Вып 5. – С. 422–4311.

2. Оковитый, В.А. Формирование и исследование плазменных двухслойных композиционных покрытий (вязкий металлический слой NiCr и твердый $ZrO_2$) / Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.В., Асташинский В.М., Храмцов П.П., Черник М.Ю., Углов В.В., С.Б. Соболевский С.Б. // «Наука и техника», БНТУ – Минск. – 2018. Вып. 1. – С. 21–28.

3. Оковитый, В.А. Формирование плазменных порошковых покрытий из металлокерамики с последующим высокоэнергетическим модифицированием / Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И., Асташинский В.М., Соболевский С.Б., Оковитый В.В. // «Наука и техника», БНТУ – Минск. – 2020. Вып. 6. – С.615–620.

4. Оковитый, В.А. Оптимизация процесса нанесения покрытий из порошков металлокерамики методами плазменного напыления на воздухе / Оковитый В.А., Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.В., Асташинский В.М. // «Наука и техника», БНТУ – Минск. – 2021. Вып. 5. – С.369–374.

# ОЦЕНКА УРОВНЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ С ПОПЕРЕЧНЫМ СКАНИРОВАНИЕМ

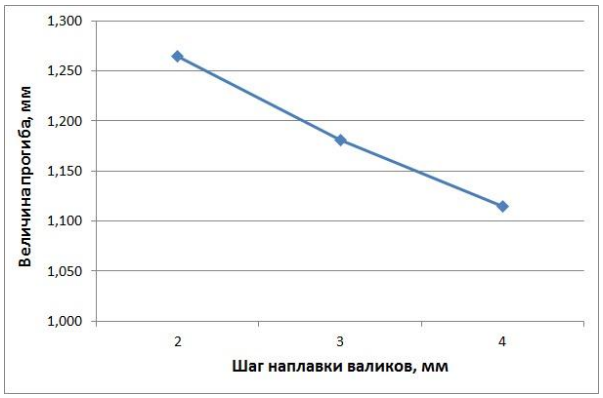
**Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Пилецкая Л.И.**
*БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь, e-mail: nilucko@tut.by*

В настоящее время лазерная наплавка является самой быстро развивающейся технологией нанесения покрытий. Это связано с ее уникальными свойствами, с появлением волоконных лазеров большой мощности и с применением систем программно-управляемого сканирования лазерного пятна, что позволило увеличить производительность процесса, улучшить его стабильность и расширить номенклатуру материалов с высокой износостойкостью, коррозионной стойкостью, усталостной стойкостью и стойкостью к окислению, которые могут использоваться при лазерной наплавке [1]. Быстрое развитие лазерной наплавки с поперечным сканированием лазерного пятна вызвало необходимость исследования свойств получаемых покрытий. При лазерной наплавке имеет место сильное изменение свойств поверхностного слоя деталей, поэтому представляется весьма интересным исследовать уровень остаточных напряжений в наплавленном слое и установить влияние на уровень остаточных напряжений режимов лазерной наплавки.

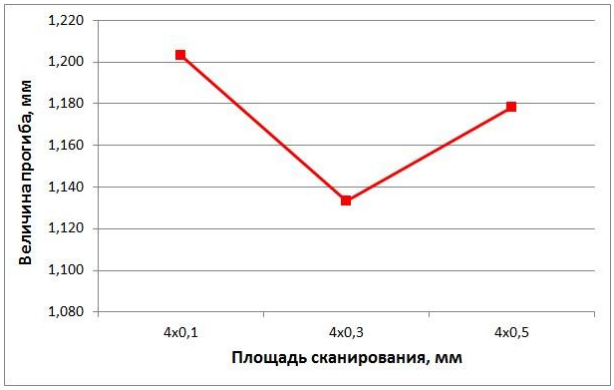
Существует немалое количество методик определения остаточных напряжений [2]. Однако, их применение в случае покрытий полученных лазерной наплавкой практически невозможно из-за высокой неоднородности физико-механических свойств наплавленного слоя и сложных полей остаточных напряжений. Поэтому авторами было принято решение производить определение только уровня остаточных напряжений по величине прогиба призматических образцов. Величина прогиба использовавшаяся для оценки уровня остаточных напряжений определялась расчетным путем, по методике изложенной в [3], на основании замера прогибов призматических образцов, на одну сторону которых было наплавлено покрытие, в трех точках продольного сечения.

Для исследований использовались призматические образцы из стали 45 размером 100x20x4 мм. Материалом для нанесения покрытий являлся порошок самофлюсующегося сплава на основе никеля ПГ-12Н-01. Покрытия наносились способом боковой лазерной наплавки. Для подачи порошка в зону действия лазерного излучения использовался дисковый порошковый питатель и специально разработанное щелевое сопло с водяным охлаждением. В качестве источника излучения использовался волоконный лазер мощностью 1000 Вт фирмы IPG (США) типа YLR-1. Перемещения оптической системы относительно образцов производились с помощью координатного стола, оснащенного системой числового программного управления РУХ-4.0. Сканирование лазерного пятна в направлении перпендикулярном направлению наплавки производилось программируемым 2D сканером фирмы Ситела (РБ). Наплавка покрытий выполнялась при различных скоростях наплавки, шагах наплавки валиков и площадях пятна сканирования.

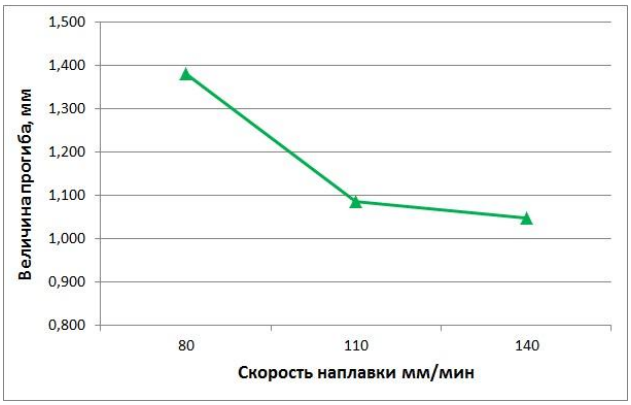
На основании полученных данных о величинах прогиба образцов при различных режимах лазерной наплавки были построены графики зависимости прогибов образцов от скорости наплавки, шага наплавки валиков и площади сканирования лазерного пятна. Для образцов, наплавленных при мощности излучения 1000 Вт, такие графики представлены на рисунке 1.




а



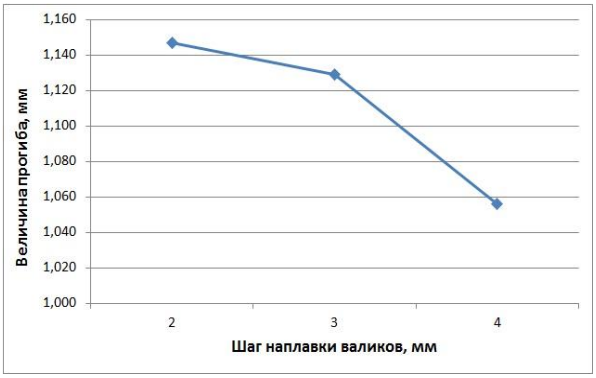

б



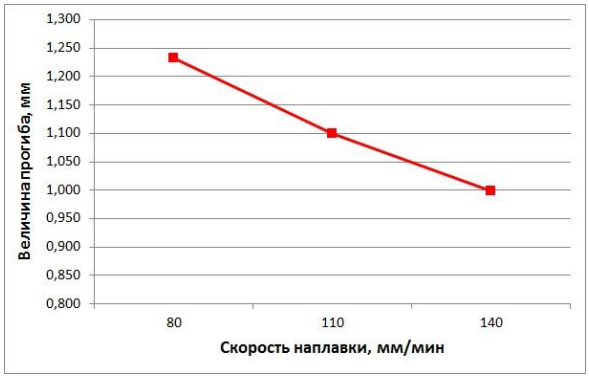

в

**Рисунок 1 – Зависимости прогиба образцов при мощности лазерного излучения 1000 Вт от шага наплавки валиков – а, площади сканирования –б, скорости наплавки – в**

На рисунке 2 показаны графики зависимостей прогиба образцов от скорости наплавки и шага наплавки валиков при мощности излучения 800 Вт и площади пятна сканирования 4x0,1 мм.



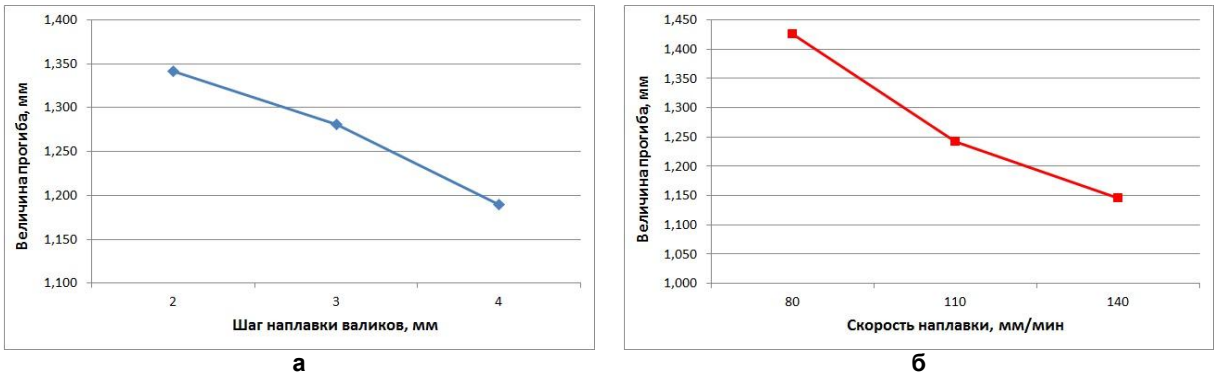

а




б

**Рисунок 2 – Зависимости прогиба образцов при мощности лазерного излучения 800 Вт и площади сканирования 4x0,1 мм от шага наплавки валиков – а и скорости наплавки – б**

Для случая использования мощности излучения 1000 Вт и предварительного подогрева образцов до температуры 300 °С аналогичные зависимости показаны на рисунке 3.




**а** **б**

**Рисунок 3 – Зависимости прогиба образцов при мощности лазерного излучения 1000 Вт и предварительном подогреве образцов до 300 °С и площади сканирования 4х0,1 мм от шага наплавки валиков – а и скорости наплавки – б**

Из приведенных графиков видно, что при увеличении скорости наплавки и шага наплавки валиков величина прогиба образцов и, следовательно, уровень остаточных напряжений, в наплавленных образцах уменьшается. Такое уменьшение уровня остаточных напряжений объясняется уменьшением поступления энергии в покрытие при увеличении этих факторов, что приводит к меньшим градиентам температуры, меньшему количеству фазовых превращений и более равномерному химическому составу покрытий. Зависимость величины прогиба образцов от площади сканирования носит немонотонный характер. Минимальная величина прогиба наблюдается при площади сканирования 4х0,3 мм. При площадях сканирования 4х0,1 мм и 4х0,5 мм, значения прогибов имеют большую величину. Такая зависимость связана со сложностью процессов плавления в пятне сканирования при этом способе наплавки.

Сравнивая величины прогибов образцов (уровни остаточных напряжений) показанные на рисунках 1-3 при различных мощностях лазерного излучения и при наличии предварительного нагрева образцов можно отметить, что наименьшие величины прогибов (уровни остаточных напряжений) для всех режимов наплавки наблюдаются при мощности излучения 800 Вт. При мощности излучения 1000 Вт величина прогибов увеличивается примерно в 1,1 раза. При использовании предварительного подогрева основы величина прогибов образцов увеличивается по сравнению с прогибами при мощности 800 Вт уже в 1,15 раза. Понятно, что уровень остаточных напряжений определяется количеством поглощенной покрытием энергии, которая минимальна при мощности излучения 800 Вт и максимальна при мощности излучения 1000 Вт с использованием предварительного подогрева основы.

Полученные результаты позволяют осуществлять выбор режимов лазерной наплавки, обеспечивающих минимальный уровень остаточных напряжений.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhou, C. Mitigation of pores generation at overlapping zone during laser cladding/ C. Zhou, S. Zhao, Y. Wang, F. Liu, W. Gao, X. Lin// Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – V. 216. – P. 369-374.

2. Подзей, А.В. Технологические остаточные напряжения/ А.В. Подзей, А.Н. Сумма, М.И. Евстигнеев/ Под. ред. А.В. Подзея. – М.: Машиностроение, 1973. – 216 с.

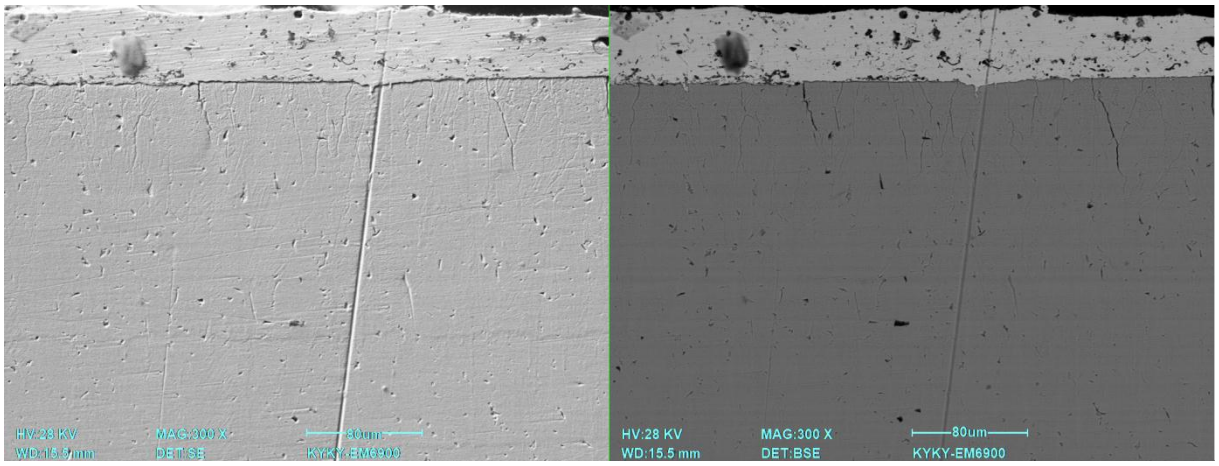
3. Девойно, О.Г. Оценка уровня остаточных напряжений в 2D и 3D мультимодальных покрытиях, нанесенных лазерной наплавкой/ О.Г. Девойно, М.А. Кардаполова, Н.И. Луцко, А.С. Лапковский, Л.И. Пилецкая// Машиностроение и техносфера XXI века// Сборник трудов XXVII международной научно-технической конференции в г. Севастополе 14-20 сентября 2020 г. – Донецк: ДонНТУ, 2020. – 460 с. – С. 114-117.

# ОСНОВЫ НОВОЙ БЕРЕЖЛИВОЙ ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

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

Данным сообщением оповещаем научную общественность о разработке основ новой бережливой технологии электронно-ионно-плазменного напыления электроэрозионностойких покрытий. Реализация новой бережливой технологии электронно-ионно-плазменного напыления базируется на формировании покрытий в три стадии. Первая стадия: получение покрытия за счет формирования продуктов электрического взрыва проводников. Вторая стадия: модификация покрытия, полученного на первой стадии, высокоэнергетическим сильноточным электронным пучком. Третья стадия: азотирование покрытия, прошедшего первую и вторую стадию.

В рамках плана текущего научного проекта на первой стадии осуществлено формирование трех следующих систем: $TiB_2$–Ag, $TiB_2$–Ni–Ag и $Al_2O_3$–Ag. В качестве примера рассмотрим подтверждение получения на поверхности медной подложки покрытий системы $Al_2O_3$–Ag методом электровзрывного напыления на первой стадии. Исследования структуры покрытий проведены взаимодополняющими методами световой микроскопии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии, рентгенофазового анализа и рентгеноспектрального анализа. В качестве подтверждения приведем результат исследования указанных покрытий методом сканирующей электронной микроскопии (рис. 1).




**а** **б**

**Рисунок 1 – Структура покрытия системы $Al_2O_3$–Ag, полученного методом электровзрывного напыления на первой стадии электронно-ионно-плазменного напыления. Сканирующая электронная микроскопия. Прямой шлиф. Изображение (а) получено во вторичных электронах SE, изображение (б) получено в обратно отраженных электронах BSE**

Кроме структурных исследований осуществлены испытания покрытий, полученных методом электронно-ионно-плазменного напыления, по наиболее широко используемым методикам испытания физических свойств.

*«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10012, https://rscf.ru/project/22-79-10012/».*

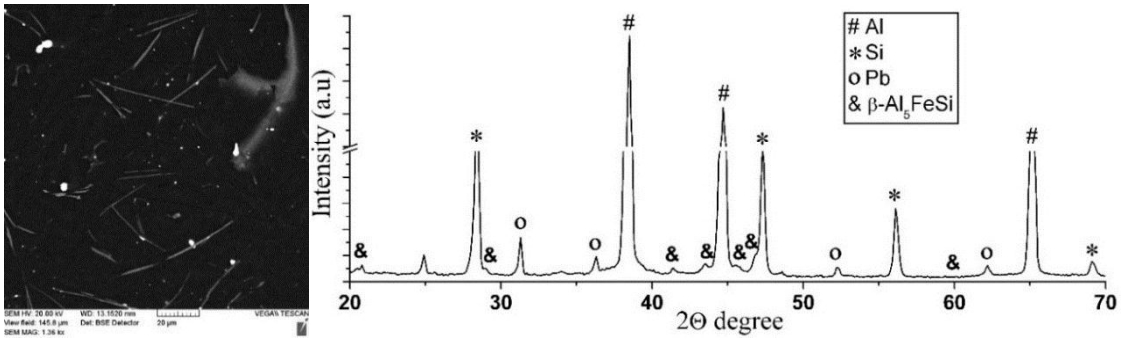
# ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ АЛИТИРОВАННОГО СЛОЯ ПРИ НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОДСЛОЕМ ИЗ СВИНЦА

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

В результате исследований процесса центробежной индукционной наплавки покрытий [1] на основе алюминиевого сплава АК12 с подслоем из свинца ПС1 было установлено [2–3], что происходит образование диффузионного алитированного слоя, который по достижении некоторой критической величины начинает растворяться, насыщая расплав покрытия железом. При этом, именно диффузионный слой обеспечивает адгезионную связь свинца со сталью, которая обычно не смачивается свинцом.

Структурообразование в рассматриваемой системе может быть объяснено следующим образом. Согласно данным двойной диаграммы состояния Al–Pb [4], в процессе наплавки покрытия на основе алюминиевого сплава со свинцовым подслоем при температуре 800 °С формируется расплав, который по монотектическому превращению расслаивается на две жидкости: расплав Al (4 ат.% Pb) и расплав Pb (0,5 ат. % Al). Поскольку наплавка покрытия осуществляется под действием центробежных сил, более тяжелый расплав Pb (Al), оттесняется на границу со стальной втулкой и служит барьером, предотвращая активное растворение железа алюминием, поскольку свинец в системе Pb-Fe имеет низкую растворимость железа и составляет 0,01 ат. % при температуре 800 °С. В то же время, растворенный в расплаве Pb алюминий диффундирует на поверхность стальной втулки, образуя алитированный слой со структурой, характерной при жидкостном алюминировании. Таким образом, расплав свинца в процессе наплавки служит переходной средой, в которой протекают два основных потока диффузии: атомов алюминия к стали и атомов железа в расплав алюминия [3,5].

В процессе кристаллизации расплава Al (Pb), при температуре 659 °С, образуется расплав эвтектического состава, содержащий 0,17-0,19 ат. % (≈1,5-2 масс. %) Pb, из которого выделяются частицы Pb глобулярной формы диаметром 2-5 мкм (рисунок 1а). Поскольку кристаллизация происходит в условиях ускоренного охлаждения, выделяющийся свинец не успевает оттесниться под действием центробежных сил к стальной втулке. Данное предположение о механизме структурообразования покрытия и подслоя подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа (рисунок 1б), согласно которым в структуре покрытия присутствуют включения свинца глобулярной формы, а также железосодержащая фаза β-$Al_5FeSi$.




а) б)

**Рисунок 1 – Фрагмент дифрактограммы покрытия на основе алюминиевого сплава АК12 с подслоем из свинца ПС1**

Далее в работе изучалось влияние основных технологических параметров центробежной индукционной наплавки (температура при изотермической выдержке *T*, °С; время изотермической выдержки *t*, с; частота вращения детали ω, мин $^{-1}$) на изменение толщины алитированного слоя δ, мкм в процессе наплавки (рисунки 2–4).

Из рисунка 2 следует, что толщина алитированного слоя увеличивается соответственно с ростом температуры наплавки *T*. Она составляет 260–280 мкм при значении температуры наплавки *T* = 760–780 °С, времени изотермической выдержки *t* = 300 с и частоте вращения заготовки ω = 1750 мин $^{-1}$. Увеличение температуры до 800 °С и выше привело к активному протеканию процесса алитирования и увеличению толщины алитированного слоя до 350 мкм с одновременным растворением диффузионного слоя, что привело к насыщению алюминиевого расплава железом (свыше 10 масс. %). Повышенное содержание железа в расплаве приводит к образованию, при кристаллизации, сферических и иглообразных включений, это снижает качества получаемого покрытия и ухудшает механических свойств материала покрытия [2–3, 5].

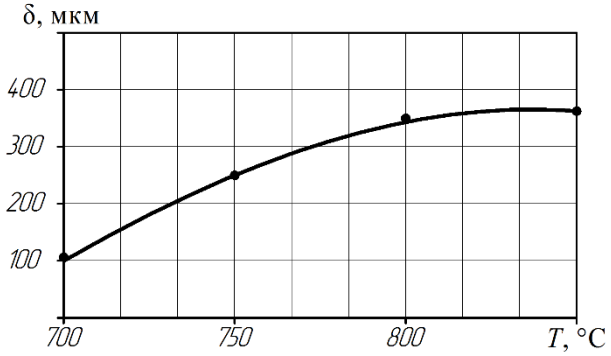



**Рисунок 2 – Зависимость толщины алитированного слоя δ от температуры нагрева заготовки *T* при *t* = 300 с и ω = 1750 мин $^{-1}$**

На рисунке 3 показано, что толщина алитированного слоя увеличивается при увеличении времени изотермической выдержки *t* при оптимально обоснованных значениях изотермической выдержки *t* = 300–360 с, толщина алитированного слоя составит 265–280 мкм при температуре наплавки *T* = 770 °С и частоте вращения ω = 1750 мин $^{-1}$. При дальнейшем увеличении изотермической выдержки до 420 с и более происходит рост доли железосодержащих включений свыше 10 масс. % в сплаве АК12 и огрубление структуры, что приводит к охрупчиванию формируемого покрытия.

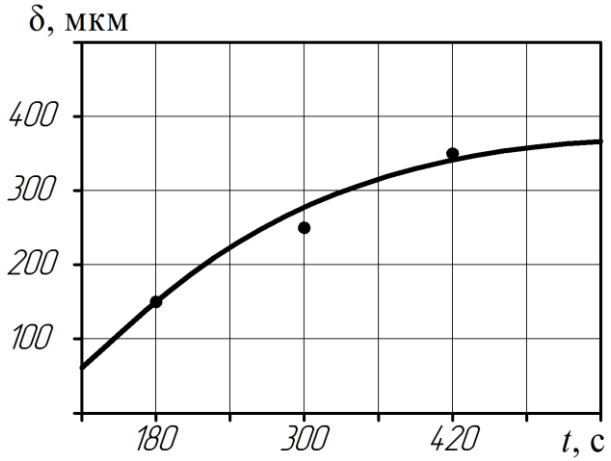



**Рисунок 3 – Зависимость толщины алитированного слоя δ от времени изотермической выдержки *t* при *T* = 770 °С и ω = 1750 мин $^{-1}$**

Из рисунка 4 следует, что толщина алитированного слоя увеличивается с увеличением частоты вращения детали ω. При установленных оптимальных значениях частоты вращения ω = 1700–1750 мин $^{-1}$ толщина алитированного слоя составляет

270–280 мкм при температуре наплавки *T* = 770 °С и времени изотермической выдержки *t* = 300 с. Увеличение скорости вращения заготовки до 2000 мин$^{-1}$ и выше приводит к снижению качества получаемого покрытия, вызванного выдавливанием подслоя из свинца от центра к краям стальной втулки.

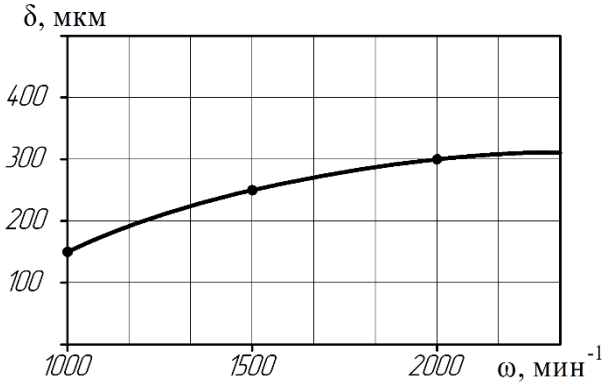



**Рисунок 4 – Зависимость толщины алитированного слоя δ от частоты вращения заготовки ω при *T* = 770 °С и *t* = 300 с**

Таким образом, показано, что толщина алитированного слоя увеличивается в соответствии с увеличением температуры наплавки, времени изотермической выдержки и частоты вращения детали. При использовании оптимальных параметров процесса центробежной индукционной наплавки: частота вращения детали ω = 1700–1800 мин$^{-1}$, температура детали при изотермической выдержке *T* = 760–780 °С, время изотермической выдержки *t* = 300–360 с, установлено, что толщина алитированного слоя составляет 265–320 мкм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сосновский, И. А. Термические параметры центробежного индукционного нанесения порошковых покрытий / И. А. Сосновский, Ю. Н. Гафо. – Инженерно-физический журнал. – 2011. – Т.84, № 6. – С. 1135–1142.

2. Komarov, A.I. Creation of AlSi12 alloy coating by centrifugal induction surfacing with the addition of low-melting metals / A.I. Komarov, L. Kyzioł, D.V. Orda, D.O. Iskandarova, I.A. Sosnovskiy, A.A. Kurilyonok, D. Zuk // Materials 2021, 14, 3555, MDPI, Basel, Switzerland, pages 14, https://doi.org/10.3390/ ma14133555. [Электронный ресурс].

3. Белявин, К.Е. Структура и триботехнические свойства алюминиевых покрытий, получаемых методом центробежной индукционной наплавки / К.Е. Белявин, А.И. Комаров, И.А. Сосновский, Д.В. Орда // Перспективные материалы и технологии / С.М. Алдошин [и др.]; под ред. В. В. Рубаника. – Минск: Изд. центр БГУ, 2021. – Гл. 11. – С. 140–155.

4. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: в 3 т. / Н.П. Ляпишев, О.А. Банных, Л.Л. Рохлин [и др.] // под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1. – 992 с.

5. Комаров, А.И. Формирование покрытия из сплава АК12 со свинцовым подслоем на внутренней поверхности детали методом центробежной индукционной наплавки / А.И. Комаров, М.А. Белоцерковский, Д.В. Орда, И.А. Сосновский, А.А. Курилёнок // Современные методы технологии создания и обработки материалов: Сб. научных трудов. В 2 кн. Кн. 1. Материаловедение / редкол.: В.Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2022. – С. 187–200.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПЭМ-СТРУКТУРЫ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р18 НА СТАЛЬ 30ХГСА

**Чапайкин А.С., Романов Д.А., Громов В.Е.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, tchapajkin.s@yandex.ru*

В настоящем материале сообщается о достигнутых исследованиях тонкой структуры покрытия из быстрорежущей стали Р18, полученного на поверхности стали 30ХГСА методом плазменной наплавки в среде азота. Тонкая структура покрытия исследована с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии.

Микроструктура зоны наплавки. В области наплавки наблюдается ОЦК матрица с большой объемной долей карбидов $Fe_3W_3C$ ($M_6C$). Карбиды намного толще по сравнению с ОЦК матрицей (электронный пучок дает слабые рефлексы) и судя по изображениям составляют около 50 % объема исследованных участков фольг. Объемная доля карбидов на изображениях зачастую больше, чем матрицы, поскольку электролитически ОЦК матрица быстрее полируется. В результате остается остов («скелет») из карбидов различной морфологии. На дифракционных картинах принадлежность карбидов к фазе $M_6C$ определяется однозначно (совмещенный шаблон электронограммы ОЦК-Fe + $Fe_3W_3C$. Во многих случаях рефлексов от матрицы практически не видно (только рефлексы от карбида быстрорежущей стали). В тех случаях, когда видно матрицу, можно отметить, что она представляет собой феррит (ОЦК) с довольно высокой локальной плотностью дислокаций (1010 – 1011 см-2, оценочно).

Карбиды $M_6C$, которые встречаются в исследуемой фольге имеют различные размеры и морфологию. Это могут быть удлиненные толстые пластины (в несколько микрон длиной), квадратные, округлые, либо неправильной формы частицы, часто представляющие собой конгломераты (сгустки). Матрица (ОЦК феррит) упрочнена карбидами типа $M_6C$. Элементный анализ подтверждает, что частицы обогащены W, однако карбид сложнолегированный и в нем есть еще Fe, V, Cr, Si, C (подробно в папке – карты и по анализ по точкам). В феррите содержание W значительно меньше, чем в карбидах.

Дислокационная структура ферритных областей между карбидными частицами: наблюдаются как вытянутые прямолинейные дислокации, так и их различные скопления (в данном участке плотность дислокаций невысока). Дифракционная картина подтверждает, что в данном участке феррит – основная фаза.

В других участках фольг наблюдается ламельная структура матрицы, типичная для мартенсита. В такой структуре карбиды $M_6C$ практически отсутствуют (их плотность значительно ниже). Для нее характерны многочисленные разориентировки, отвечающие за разориентации в мартенситных пакетах. Принадлежность к ОЦК решетке определяется по совмещенной электронограмме при той же постоянной прибора (токе объективной линзы), что и снятые ранее дифракционные картины с частиц $M_6C$. В мартенсите плотность дислокаций не менее $10^{11}$–$10^{12}$ см$^{-2}$, оценочно, поскольку в некоторых участках отдельные дислокации трудноразличимы. Дифракционная картина подтверждает, что основная фаза в данном участке фольги – ОЦК. Встречаются области и с наноразмерными карбидными частицами $M_6C$. Однако это не характерно для данного структурного состояния.

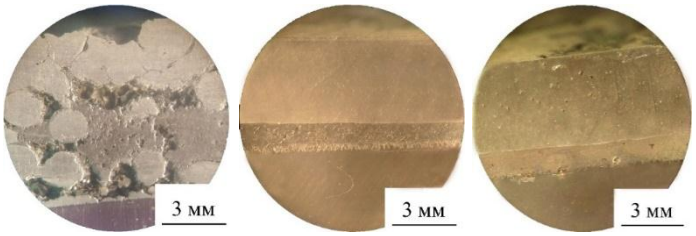
*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, № 23-19-00186, https://rscf.ru/project/23-19-00186.*

# ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПРОЦЕССА ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ НА ПОЛУЧЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ ПОКРЫТИЯ

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

Известно, что алюминиевые сплавы имеют широкое распространение в машиностроении и низкую стоимость, а также малую плотность, высокую технологичность, отличную коррозионную стойкость, что обеспечивает снижение общей массы конструкции и облегчает их применение на производстве, в том числе как замену сплавам на медной основе [1–2]. В связи с этим были проведены исследования по изучению влияния технологических режимов процесса центробежной индукционной наплавки на получение оптимального коэффициента трения покрытия из алюминиевого сплава АК12 с подслоем из свинца ПС1.

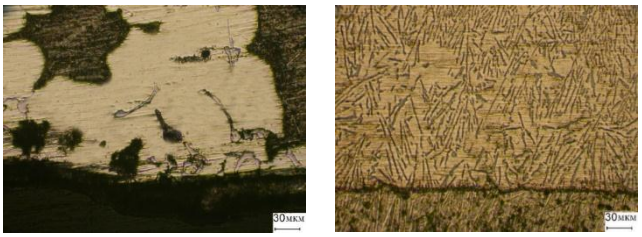
*Влияние температуры нагрева детали.* Структурный анализ наплавленного покрытия на основе алюминиевого сплава АК12 показал, что центробежная индукционная наплавка при температуре 720–730 °С приводит к частичному оплавлению частиц алюминиевого сплава АК12, что формирует нестабильную неоднородную высокопористую (10–15%) структуру (рисунок 1 а). Наплавка при температуре 760–780 °С приводит к получению качественного покрытия с пористостью покрытия до 1 % и отличается наличием небольшого количества железосодержащих включений в структуре покрытия. Небольшого количества железосодержащих включений в структуре алюминиевого сплава обеспечивает повышение физико-механических свойств покрытия (рисунок 1 б). Наплавка при температуре 800 °С и выше приводит к активному протеканию процесса алитирования с одновременным растворением диффузионного слоя на поверхности стальной втулки, что насыщает алюминиевый расплав железом, его повышенное содержание приводит к образованию при кристаллизации сферических и иглообразных включений, что снижает качество и ухудшает механические свойств покрытия (рисунок 1 в).




**а)** **б)** **в)**

**Рисунок 1 – Структура покрытия на основе алюминиевого сплава АК12, наплавленного при различной температуре: а) – 730 °С; б) – 770 °С; в) –800 °С**

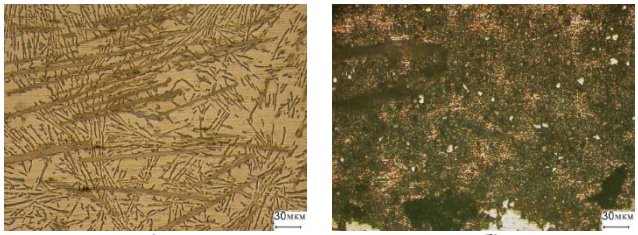
*Влияние частоты вращения*. Согласно полученным экспериментальным данным, наплавка покрытия при частоте вращения 1000–1200 мин$^{-1}$ приводит к неоднородности формируемой структуры, повышенной пористости покрытия (10–15 %) и незначительной толщине формируемого алитированного слоя, вызванных незавершенностью процесса центробежной индукционной наплавки (рисунок 2 а). При частоте вращения 1700–1800 мин$^{-1}$ получается качественное равнотолщинное покрытие с равномерным распределением подслоя свинца, это обусловлено завершенностью диффузионных процессов формирования алюминиевого покрытия (рисунок 2 б). Увеличение частоты вращения до 2000 мин$^{-1}$ и выше снижает качество получаемого покрытия, вызванного выдавливанием подслоя из свинца от центра к краям детали, при этом участки без подслоя имеют высоко дефектную границу раздела фаз (трещины, поры).




**а)** **б)**

**Рисунок 2 – Структура диффузионного покрытия из сплавом АК12 с подслоем из свинца ПС1, полученных при частоте вращения 1200 мин$^{-1}$ (а) и 1750 мин$^{-1}$ (б)**

*Влияние времени изотермической выдержки.* Структурный анализ наплавленного покрытия при времени изотермической выдержки 120–180 с показал отсутствие завершенности образования алитированного слоя, необходимого для адгезии формируемого алюминиевого покрытия. При времени изотермической выдержки 300–360 с ускоряются процессы растворения алитированного слоя, что приводит к некоторому насыщению железом расплава, повышая его твердость. При времени изотермической выдержки 420 с и более происходит рост доли железосодержащих включений в сплаве АК12 и огрубление структуры, что приводит к охрупчиванию формируемого покрытия. Железосодержащие соединения выделяются в форме иглообразных включений длиной до 300–350 мкм (рисунок 3 а), при этом на самой границе дефектов не выявлено. Анализ структуры подслоя из свинца выявил присутствие в структуре свинца частиц алитированного слоя с размером 5–10 мкм, что указывает на интенсификацию процесса растворения этого слоя с увеличением времени выдержки (рисунок 3 б).




**а)** **б)**

**Рисунок 3 – Структура покрытия на основе алюминиевого сплава АК12 (а) и подслоя из свинца ПС1 на границе с диффузионным слоем (б)**

Экспериментальные исследования по изучению технологических режимов процесса центробежной индукционной наплавки на получение оптимального коэффициента трения показало, что оптимальным диапазоном температур для проведения процесса наплавки алюминиевых покрытий является 760–780 °С (рисунок 4 а), при котором обеспечивается получение качественного стабильного покрытия. Наличие небольшого количества железосодержащих включений в структуре алюминиевого сплава обеспечивает повышение его физико-механических свойств (твердости). В процессе изготовления композиционной втулки с легкоплавким подслоем следует строго контролировать время расплавления и время изотермической выдержки в процессе центробежной индукционной наплавки, поскольку насыщение железом приводит к формированию в структуре железосодержащих включений и охрупчиванию материала покрытия. Оптимальный диапазон частоты вращения детали находится в пределах 1700–1800 мин$^{-1}$ (рисунок 4 б) при которой формируется качественное равнотолщинное алюминиевое покрытие с равномерным распределением подслоя свинцового сплава и сформированным алитированным слоем за счет завершенности диффузионных процессов формирования алюминиевого покрытия. Наиболее оптимальными значениями времени изотермической выдержки в процессе центробежной индукционной наплавки алюминиевых покрытий является временной интервал 300–360 с (рисунок 4 в), в течение которого завершаются диффузионные процессы формирования

алюминиевого покрытия и создания алитированного слоя покрытия, а также обеспечивается повышение физико-механических свойств (твердости) покрытия за счет незначительного насыщения расплава свинца железом, которое затем переходит в расплав алюминия.

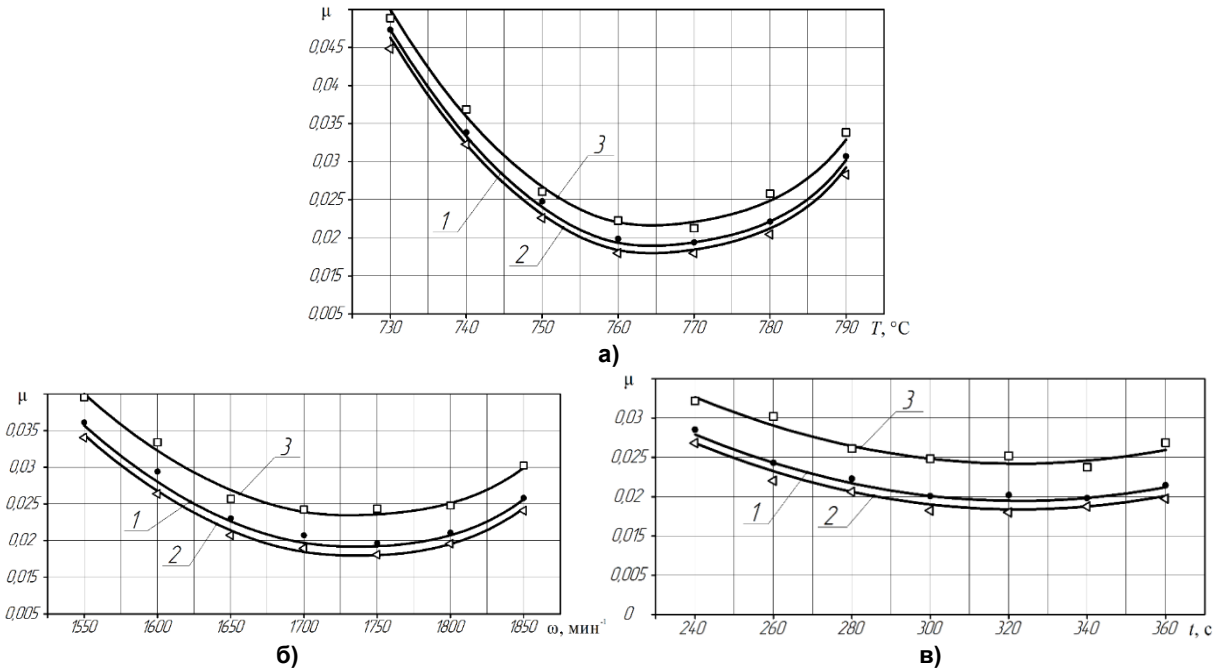



**Рисунок 4 – Зависимость коэффициента трения μ при нагрузке p = 20 МПа:**
**а) от *T* °C, при *t* = 300 с; 1 – ω = 1700 мин$^{-1}$; 2 – ω = 1750 мин$^{-1}$; 3 – ω = 1800 мин$^{-1}$;**
**б) от ω мин$^{-1}$, при t = 300 с; 1 – *T* = 760 °C; 2 – *T* = 770 °C; 3 – *T* = 780 °C;**
**в) от *t* с, при ω = 1750 мин$^{-1}$; 1 – *T* = 760 °C; 2 – *T* = 770 °C; 3 – *T* = 780 °C;**

Изучение влияния технологических режимов процесса центробежной индукционной наплавки на получение оптимального коэффициента трения покрытия из алюминиевого сплава показало, что минимальный коэффициент трения равный 0,019–0,021 при нагрузке p = 20 МПа, достигается при температуре нагрева детали 760–780 °C, частоте вращения детали 1700–1800 мин$^{-1}$, времени изотермической выдержки 300–360 с.

ЛИТЕРАТУРА

1. Исследование микроструктуры и трибомеханических свойств алюминиевого покрытия с легкоплавким подслоем, полученного методом центробежно-индукционной наплавки / А.И. Комаров, М.А. Белоцерковский, И.А. Сосновский [и др.] // Актуальные вопросы машиноведения: сб. науч. тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. – 2021. – Вып. 10. – С. 372–376.

2. Изучение влияния технологических режимов многослойной индукционной наплавки на структурообразование антифрикионных покрытий из сплава АК12 / М.А. Белоцерковский, А.И. Комаров, И.А. Сосновский [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. научных трудов. В 3 кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки / редкол.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2020. – С. 234–242.

# ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ В УСЛОВИЯХ АСИММЕТРИЧНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ВЫКАТЫВАЕМОСТЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ

**Чигиринский В.В., Лежнев С.Н., Панин Е.А., Найзабеков А.Б., Толкушкин А.О., Кузьмин С.Л., Дошимов Н.Ш.**
*НАО «Рудненский индустриальный университет», г. Рудный, Казахстан,*
*E-mail:sergey_legnev@mail.ru*

Поверхность горячекатаных и холоднокатаных полос и листов по тем или иным причинам нередко поражается дефектами. Во многих случаях такая металлопродукция не может в дальнейшем быть эффективно использована в листоштамповочном производстве, так как дефект на поверхности листовой заготовки во время ее формоизменения может вызвать в соответствующем месте концентрацию напряжений и резкий рост степени деформации металла, или же оказаться очагом разрушения металла во время дальнейшей обработки. Поэтому при классификации листовой стали по группам поверхности в стандартах ГОСТ 7350-77 и ГОСТ 9045-93 за основной критерий принимается наличие различных дефектов и их параметры (внешний вид, размеры, строение, микроструктура).

В работе [1] было выявлено, что 91,6% всех дефектов металлических листов и полос приходится на прокатный передел: до 44% образуются при горячей прокатке и 47,6% при холодной прокатке. В процессе прокатки дефекты видоизменяются, некоторые из них выкатываются частично или полностью, а другие сохраняются вплоть до готового профиля. При традиционной прокатке зачастую не получается избавиться от всех поверхностных дефектов, что приводит к понижению сорта качества листовой заготовки вплоть до отбраковки. Поэтому поиск путей снижения доли поверхностных дефектов является актуальной задачей.

Одним из вариантов решения данной проблемы может быть интенсификация сдвиговых деформаций при прокатке. Повысить уровень сдвиговых деформаций при прокатке можно за счет фактора асимметрии, когда прокатные валки вращаются с разной скоростью [2]. За последние годы был проведен ряд исследований асимметричной прокатки, которые доказали эффективность данного метода обработки давлением для измельчения структуры и повышения уровня механических свойств обрабатываемого материала. В то же время вопросу улучшения качества поверхности прокатываемого металла при асимметричной прокатке было уделено мало внимания. Целью данной работы было исследование выкатываемости поверхностных дефектов при холодной прокатке с различным уровнем асимметрии с помощью конечно-элементного моделирования в программном комплексе DEFORM.

В качестве заготовки использовалась стальная полоса толщиной 3 мм на поверхности которой были созданы три наиболее распространенных поверхностных дефекта (царапина, накол, надав), все дефекты имели глубину 0,5 мм. Царапина была представлена как прямоугольное углубление, накол был представлен как конусное углубление, надав был представлен как сферическое углубление.

Эффект асимметрии создавался за счет различных значений окружных скоростей валков. В симметричном случае оба валка имели скорость 60 об/мин. Были смоделированы условия асимметрии с коэффициентом 1,5 (90/60 об/мин), 2 (120/60 об/мин), 4 (240/60 об/мин), 8 (240/30 об/мин), 16 (240/15 об/мин).

Основные условия моделирования были приняты следующие: тип материала валков – жесткий, тип материала заготовки – упруго-пластичный; зазор между валками был равен 2,5 мм (обжатие при прокатке было равно глубине дефектов 0,5 мм); материал заготовки - сталь AISI 1010; температура заготовки 20°C; коэффициент трения на контакте заготовки с валками 0,3.

В ходе симметричной прокатки царапина закрылась на 92%, накол закрылся на 56%, надав закрылся на 74%. Таким образом, можно сделать вывод о том, что прокатка с обжатием, равной глубине дефектов, является малоэффективным методом для выкатываемости поверхностных дефектов.

В ходе асимметричной прокатки с коэффициентом асимметрии 1,5 дефект «царапина» закрылась на 96% в модели 90/60 и на 94% в модели 60/90. Дефект

«накол» закрылся на 57% в модели 90/60 и на 61% в модели 60/90. Дефект «надав» закрылся на 77% в модели 90/60 и на 78% в модели 60/90. Таким образом, можно сделать вывод о том, что асимметричная прокатка с коэффициентом асимметрии 1,5 с обжатием, равной глубине дефектов, привела к повышению уровня выкатываемости поверхностных дефектов. Однако данного уровня закрытия дефектов недостаточно для того, чтобы говорить об эффективности данного метода. Поэтому моделирование было продолжено с остальными вариантами асимметрии. Повышение уровня асимметрии благоприятно влияет на степень выкатываемости всех исследуемых дефектов. Однако даже при коэффициенте асимметрии 16 полностью закрывается только дефект «царапина», дефект «надав» закрывается на 95%, что также говорит об эффективности использования асимметричной прокатки в целях устранения поверхностных дефектов. Наименее эффективно асимметричная прокатка влияет на закрытие дефекта «накол», где степень закрытия дефекта достигла лишь 80%. Это является следствием геометрической формы дефекта, где внутренний угол является концентратором напряжений. Было решено продолжить моделирование путем повышения уровня обжатия до 0,6 мм (т.е. превышая глубину дефектов на 0,1 мм). Повышение уровня обжатия на 0,1 мм существенно повысило уровень выкатываемости всех дефектов даже при симметричной прокатке. Однако полного закрытия в данном случае не наблюдается. При этом необходимо отметить, что комбинированное воздействие путем повышения уровня асимметрии и обжатия приводит к полному закрытию всех дефектов уже при коэффициенте асимметрии 8. Последний этап моделирования был направлен на достижение 100% закрытия дефектов при симметричной прокатке. На каждом этапе было решено продолжать увеличивать обжатие на 0,1 мм. Полное закрытие всех исследуемых дефектов при симметричной прокатке произошло лишь при обжатии 0,9 мм, что на 80% превышает начальную глубину дефектов. При использовании асимметричной прокатки потребовалось дополнительное обжатие 20% и уровень асимметрии 8. Таким образом, асимметричную прокатку можно считать эффективным способом для устранения поверхностных дефектов холоднокатаной полосы при обеспечении значительно меньшего уровня обжатия по сравнению с симметричной прокаткой.

*Данная работа выполнена в рамках гранта AP19678682, финансируемого Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан.*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Naizabekov A., Talmazan V., Lezhnev S., Amanzholov Z., Erzhanov A. Application of computer programming in optimization of technological objectives of cold rolling, Journal of Chemical Technology and Metallurgy, 2015, Vol. 50, P. 638-643.

2. Vincze G., Simões F., Butuc M., Asymmetrical rolling of aluminum alloys and steels: A review, Metals, 2020, Vol. 10, 1126.

# ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ К РЕШЕНИЮ ЗАДАЧ О НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ В МЕХАНИЧЕСКИ НАГРУЖЕННОМ ФЕРРОМАГНИТНОМ МОНОКРИСТАЛЛЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С ЕДИНИЧНОЙ ГРАНИЦЕЙ РАЗДЕЛА АУСТЕНИТ/МАРТЕНСИТ

**Остриков В.О.[1], Комраков В.В.[1], Остриков О.М.[2]**
*[1]УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,*
*[2]УО «Белорусский государственный университет транспорта»,*
*Гомель, Республика Беларусь*
*E-mail: omostrikov@mail.ru*

Метод конечных элементов (МКЭ) является эффективным численным методом приближенного решения дифференциальных уравнений или системы дифференциальных уравнений применительно к инженерным и физическим задачам [1] Данный метод был разработан в ходе исследований, проведенных в 1950-х годах связанных с решением задач в космической отрасли [1].

Главная идея МКЭ заключается в существовании возможности аппроксимировать известную непрерывную величину, в ходе чего строится множество кусочно-непрерывных функций, которые могут быть представлены в виде линейных, квадратичных и кубических полиномов [1]. Возможность выделения из набора характерных элементов при определении функций данного элемента представляет собой важный аспект, позволяющий определять функцию и вне зависимости от положения элемента в общей модели [1].

Представляет научный и практический интерес применение МКЭ для расчета напряженного состояния в материалах с памятью формы при наличии в них единичных или множественных границ раздела аустенит/мартенсит [2–4].

Аналитическое решение статической и динамической задачи нагруженного призматического монокристалла с эффектом памяти формы с единичной границей раздела аустенит/мартенсит находящегося в жесткой заделке было предложено в работе [5].

Цель данной работы – показать возможность применения метода конечных элементов при решении задачи о расчете напряженно-деформированном состоянии в ферромагнитном монокристалле с памятью формы с единичной границей раздела аустенит/мартенсит.

На рис. 1 представлено схематическое изображение механически нагруженного силой $\vec{F}$, находящегося в жесткой заделке призматического ферромагнитного кристалла с памятью формы.

Процесс дискретизации состоит из двух этапов: 1) нумерация элементов и узлов и 2) разбиение тела на элементы. На рис. 2 представлен последний этап, где видно разбиение трехмерной области на прямоугольные элементы [1].

На рис. 3 показано распределение полей эквивалентных напряжений в кристалле, находящемся в состоянии, предшествующему движению границы раздела аустенит/мартенсит, вызванному приложенной силой $\vec{F}$. Благодаря бездиффузионным фазовым превращениям сплав $Ni_2MnGa$ обладает способностью изменять свои линейные размеры на величину до 12%. При ее преодолении начинаются необратимые деформации [3].

На рис. 3 рассмотрено напряженное состояние у призматического кристалла, деформируемого распределенной нагрузкой. Методом конечных элементов выполнен статический расчет. Получено распределение напряжений (рис. 3), возникшие из-за действия на кристалл силы $\vec{F}$.

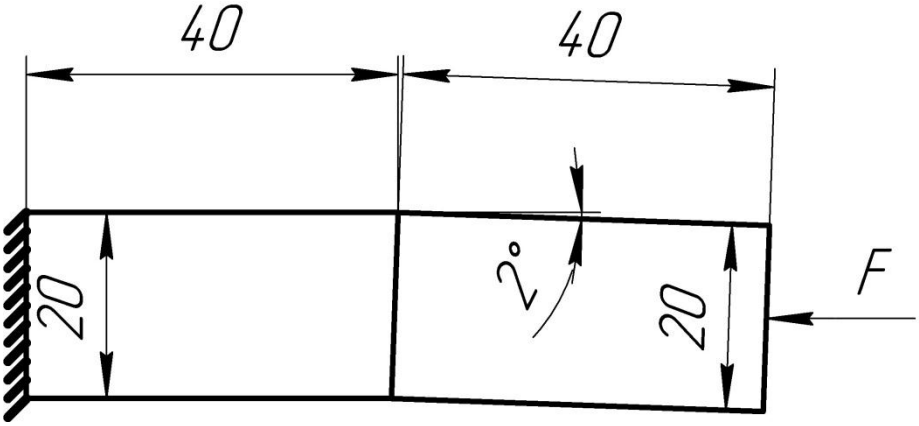



**Рисунок 1 – Схематическое изображение призматического ферромагнитного кристалла с эффектом памяти формы**

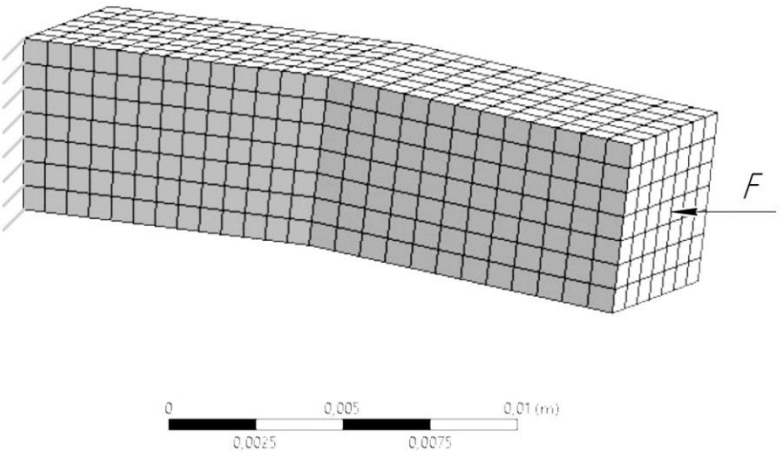



**Рисунок 2 – Результат разбиения призматического кристалла с единичной границей раздела на прямоугольные элементы**

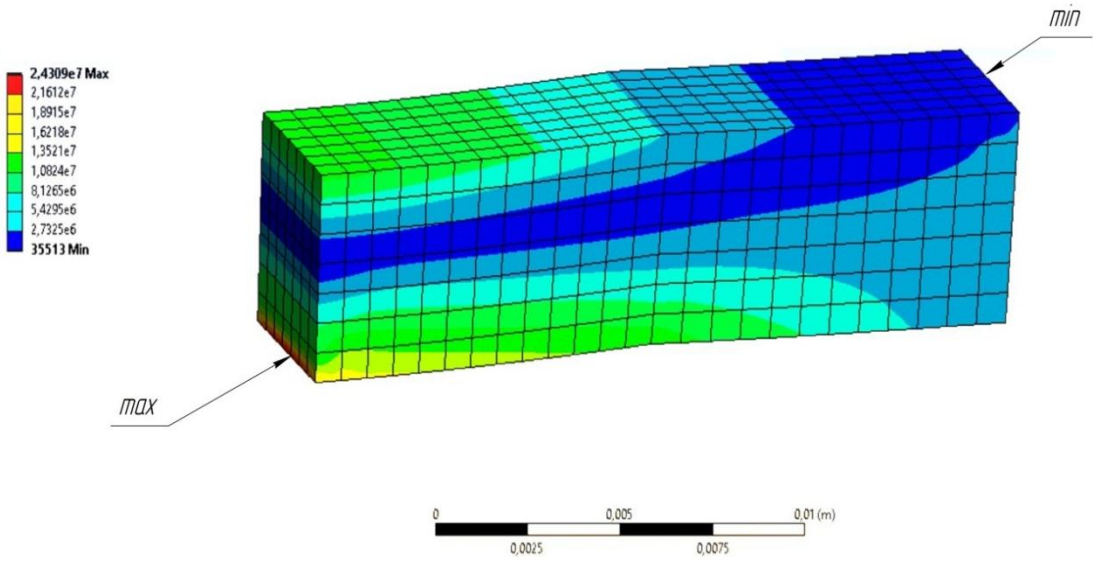



**Рисунок 3 – Распределение полей эквивалентных напряжений в ферромагнитном нагруженном силой $\vec{F}$ монокристалла, находящемся в жесткой заделке**

Таким образом, методом конечных элементов, предназначенным для автоматизированных инженерных расчетов, получены распределения полей эквивалентных напряжений в механически нагруженном ферромагнитном кристалле с единичной границей раздела, находящемся в жесткой заделке.

1. Сегерлинд Л. Применение метода конечных элементов. – М.: Мир. – 1979. – 392 с.

2. Roth1 S., Gaitzsch1 U., Potschke1 M., Schultz1 L. Magneto-mechanical behaviour of textured Polycrystals of NiMnGa ferromagnetic Shape Memory Alloys // Advanced Materials Research. – 2008. – V. 52. – P. 29-34.

3. Mullner P., Chernenko V.A., Kostorz G. Stress-induced twin rearrangement resulting in change of magnetization in a Ni–Mn–Ga ferromagnetic martensite // Scripta Materialia. –2003. – V. 49. – P. 129–133

4. Sozinov A., Likhachev A.A., Lanska N., Soderberg O., Ullakko K., Lindroos V.K. Stress- and magnetic-field-induced variant rearrangement in Ni–Mn–Ga single crystals with seven-layered martensitic structure // Materials Science and Engineering A. – 2004. – V. 378. –P. 399–402.

5. Остриков В.О., Остриков О.М. Статика и динамика границы раздела аустенит/мартенсит в нагруженном призматическом монокристалле с эффектом памяти формы, находящемся в жесткой заделке // Машиностроение: республиканский межведомственный сборник научных трудов / Белорусский национальный технический университет; гл. ред. В. К. Шелег. – Минск: БНТУ, 2021. – Вып. 33. – С. 139–147.

# ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА БАЗЕ ЯВЛЕНИЯ НАНОДВОЙНИКОВАНИЯ

**Остриков О.М.**
*УО «Белорусский государственный университет транспорта», Гомель, Республика Беларусь*
*E-mail: omostrikov@mail.ru*

Выход технических систем на новый уровень развития, как правило, возможен только при использовании нового физического принципа функционирования. Существуют технические системы, требующие для такого своего развития использование наноматериалов с размером зерна менее 10 нм. Это выходит за пределы возможностей существующих технологий получения наноматериалов, приводя к их нерентабельности. Поэтому для создания наноматериалов с размером фазы менее 10 нм требуется выводить на более высокий уровень и технологию получения наноматериалов.

В качестве решения проблемы может выступать использование в технологии наноматериалов такого физического явления, как нанодвойникование, которое впервые было обнаружено в работе [1]. Как было показано в [2], остаточный механический нанодвойник является концентратором больших внутренних напряжений, которые способствуют перераспределению в материале легирующего компонента [3], приводя к формированию в нанодвойниках новых наноразмерных фаз, существование которых вдали от концентраторов напряжений невозможно.

Путем программируемого деформирования двойникующихся монокристаллов возможно задание в них упорядоченной системы нанодвойников, что дало возможность в [4] предложить технологию создания нанодвойниковых композитов. Однако на практике используемые в технике материалы преимущественно являются поликристаллическими с микроразмерными зернами. Поэтому интересна разработка технологии создания нанодвойниковых композитов и в поликристаллах с размером зерна более 10 нм.

В диффузионных процессах, связанных со стремлением конденсированной системы уменьшить внутренние напряжения, легирующий компонент мигрирует к концентраторам напряжений, что приводит к созданию условий для зарождения новых фаз. В качестве таких концентраторов напряжений могут выступать и границы нанодвойников.

В деформированных поликристаллах со средним размером зерна более 10 нм нанодвойники могут иметь размер менее 10 нм. Концентрация легирующего компонента в полях упругих напряжений нанодвойника рассчитывается по формуле [3, 5]:

$$C(x,y) = C_0 \exp\left(-\frac{U(x,y)}{kT}\right)$$

где $C_0$ – концентрация легирующего компонента вдали от внутренних источников напряжений; $k$ – постоянная Больцмана; $T$ – абсолютная температура; $U(x,y)$ – энергия взаимодействия атомов легирующего компонента с нанодвойником, которая находится по формуле [3, 5]:

$$U(x,y) = -\frac{4}{3}\pi r^3 \varepsilon \sigma_h(x,y)\,.$$

Здесь $r$ – радиус атома матрицы; $\varepsilon = (r - r_0)/r$ – малый параметр ($r_0$ – радиус атома легирующего компонента);

$$\sigma_h(x,y) = \sum_i \frac{\sigma_{ii}(x,y)}{3}.$$

Результат расчета распределения напряжений $\sigma_h(x,y)$ представлен на рис. 1.

Размер обусловленной упругими полями напряжений (рис. 1) новой фазы в нанодвойнике, как правило, меньше длины нанодвойника, что и дает основу для технологии получения наноматериалов с фазовыми включениями размером менее 10 нм.

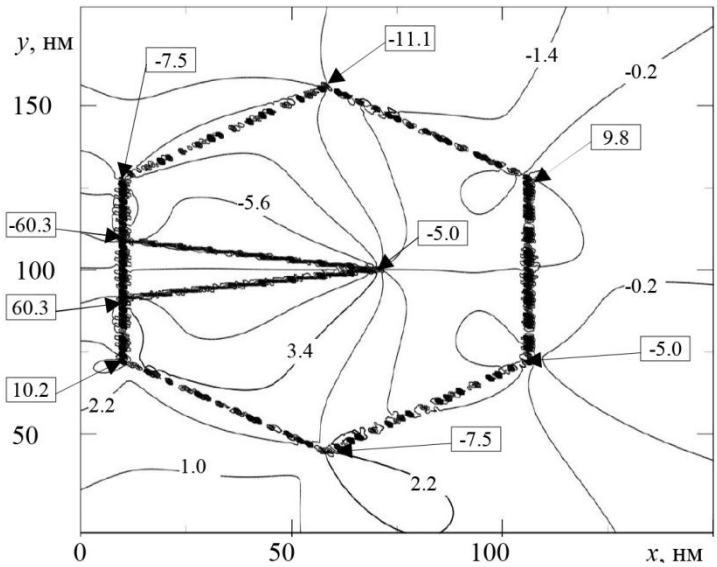



**Рисунок 1 – Распределение напряжений $\sigma_h$ в нанозерне с нанодвойником (МПа)**

Таким образом, разработаны теоретические основы технологии нанокомпозитов. В основе технологии положено новое физическое явление – нанодвойникование.

1. Остриков О.М. Нанодвойникование монокристаллов висмута // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2002, № 3. – С. 51 – 52.

2. Остриков О.М. Дислокационная модель нанодвойника // Известия РАН. Механика твердого тела. – 2008, № 5. – С. 124 – 129.

3. Остриков О.М. Формирование наноразмерных фаз в нанодвойниках // Вестник ГГТУ им. П.О. Сухого. – 2006, № 3. – С. 3 – 7.

4. Остриков О.М. Дислокационная модель нанодвойникового композита // Веснік Магілеўскага дзяржаўнага ўніверсітэта імя А. А. Куляшова. Серыя В. Прыродазнаўчыя навукі: матэматыка, фізіка, біялогія. – 2013, № 1(41). – С. 35–46.

5. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. – М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.

# РАДИАЛЬНО-СДВИГОВАЯ ПРОКАТКА, КАК ЭФФЕКТИВНЫЙ СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ СТАЛИ ДЛЯ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА КАЗАХСТАНА

**Кузьмин С.Л., Усеев Т.А.**
*НАО «Рудненский индустриальный университет», г. Рудный, Казахстан,*
*E-mail: decan_2008@mail.ru*

Разработка и производство нового высокотехнологичного оборудования для горно-металлургического комплекса (ГМК) Казахстана уже не одно десятилетие предполагает и применение для его изготовления новых передовых материалов, к которым относят, как, например, композитные материалы, так и обычные углеродистые и легированные марки стали с ультрамелкозернистой структурой. Если говорить о металлических материалах с ультрамелкозернистой структурой, то уже давно доказано, что данные материалы обладают повышенным уровнем механических и эксплуатационных свойств. Одной из перспективных технологий позволяющей получать металлопродукцию в виде прутков из различных металлических материалов с градиентной ультрамелкозернистой структурой в настоящее время является радиально-сдвиговая прокатка (РСП). Анализ научной литературы показал, что на данный момент проведено множество исследований подтверждающих положительное влияние РСП на эволюцию микроструктуры различных черных и цветных металлов, в том числе и сложнолегированных. Но при этом встречается очень мало работ посвященных исследованию влияния РСП на эволюцию структуры и изменение свойств обычных углеродистых сталей. Поэтому основной целью данной работы является исследование влияния РСП на возможное модифицирование микроструктуры углеродистой стали. Поставленная цель была достигнута в ходе проведенного лабораторного эксперимента по деформированию исходных заготовок диаметром 32 мм из углеродистой инструментальной стали У8 на полупромышленном стане радиально-сдвиговой прокатки СВП-14-40. В частности предварительно нагретую до температуры 1150$^0$С исходную заготовку диаметром 32 мм прокатывали на стане СВП-14-40 до диаметра 14 мм за 6 проходов (с абсолютным обжатием заготовки за проход равном 3,0 мм) по реверсивной схеме [1]. Последующий проведенный на сканирующем электронном микроскопе JSM-5610 LV микроструктурный анализ показал, что структура исходных заготовок из стали У8, подвергнутых гомогенизирующему отжигу, представляет собой зеренную структуру со средним размером равноосного зерна лежащем в интервале 50-55 мкм. В ходе прокатки исходных заготовок на стане СВП-14-40 до диаметра 14 мм размер зерен стали У8 существенно уменьшился. Микроструктура полученных прутков в поверхностной зоне имеет в большей степени равноосный ультрамелкозернистый характер с размерами зерен около 0,9-1,2 мкм, а в центральной зоне наблюдается выраженная прокатная текстура с вытянутыми в направлении прокатки зернами, лежащими в интервале 5÷11,2×1÷2 мкм. Т.е. проведенные исследования доказали возможность получения в стали У8 градиентной ультрамелкозернистой структуры при деформировании ее на стане РСП.

*Работа выполнена в рамках гранта AP19675410, финансируемого Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан.*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Галкин С.П., Харитонов Е.А. Реверсивная радиально-сдвиговая прокатка. Сущность, возможности, преимущества // Титан. 2003. №1. - С. 39-45.

# ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ В НАПЛАВЛЕННОМ СЛОЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ОТПУСКА И ОБРАБОТКИ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

**Черепанова Г.И., Громов В.Е., Миненко С.С., Чапайкин А.С., Иванов Ю.Ф., Райков С.В.**

*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия,*

*E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*

В современном машиностроении одним из ключевых направлений является разработка новых высокопрочных быстрорежущих сталей, обладающих сверхвысокой прочностью и другими уникальными свойствами. Однако высокая стоимость таких материалов, обусловленная дефицитом компонентов, технологической сложностью и дороговизной производства, является серьезным препятствием для их широкого внедрения. Одним из перспективных решений этой проблемы является наплавка поверхностного рабочего слоя быстрорежущими сталями высокой твердости [1].

Высокие эксплуатационные характеристики наплавленных быстрорежущих сталей достигаются за счет специального легирования и комплексной термической обработки, обеспечивающей определенный фазовый состав. Твердость и износостойкость таких сталей обусловлены присутствием карбидообразующих элементов (вольфрама, ванадия, молибдена и хрома), которые в определенных температурно-временных условиях образуют упрочняющие частицы карбидной фазы. Плазменная наплавка в среде азота нетоковедущей порошковой проволокой позволяет получать наплавленные быстрорежущие стали, легированные азотом и алюминием. Это повышает их твердость и износостойкость, а также снижает затраты на наплавку [2, 3].

Дополнительно, электронно-пучковая обработка может быть использована для повышения трибологических и механических свойств наплавленного слоя, улучшая качество поверхности и предотвращая образование хрупких микротрещин под воздействием механических и тепловых нагрузок.

В данной работе проводится анализ результатов, полученных методом электронной микроскопии при исследовании элементного и фазового составов, состояния дефектной субструктуры слоя, наплавленного на сталь 30ХГСА быстрорежущей сталью Р2М9 после высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки.

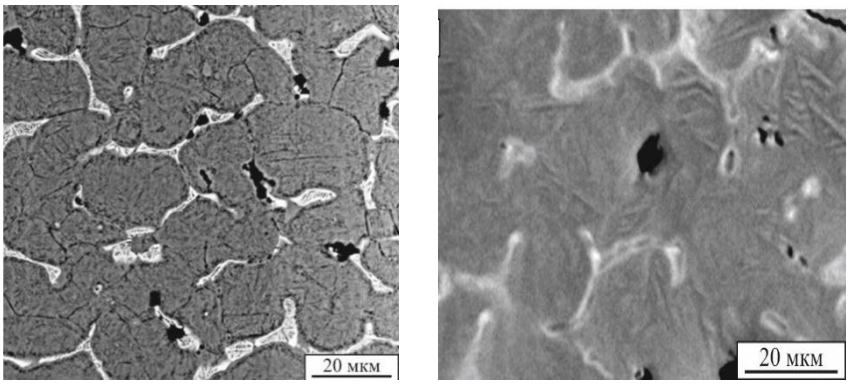
Образцы для исследований были изготовлены методом плазменной наплавки в азотной среде с использованием нетоковедущей порошковой проволоки марки ПП-Р2М9Ю на стальной основе 30ХГСА. Химический состав стали 30ХГСА, выраженный в массовых процентах, следующий: 0,3% углерода, 0,9% хрома, 0,8% марганца, 0,9% кремния. Химический состав порошковой проволоки Р2М9, также представленный в массовых процентах, таков: 0,86% углерода, 4,8% хрома, 2,5% вольфрама, 9,4% молибдена, 0,5% ванадия, 0,85% алюминия, 0,08% азота; остальное – железо.

Некоторые образцы стали 30ХГСА с наплавленным слоем стали Р2М9 подвергались высокотемпературной термообработке при температуре 580°С (выдержка 1 час, количество циклов 3), а затем дополнительному облучению импульсным электронным пучком с указанными параметрами: энергия ускоренных электронов - 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов - 30 Дж/см²; длительность импульса воздействия - 50 мкс; частота следования импульсов - 0,3 $с^{-1}$; количество импульсов – 5. Облучение осуществлялось в среде аргона при остаточном давлении 0,02 Па. Динамику изменения температуры поверхности образца в процессе облучения регистрировали с помощью высокоскоростного инфракрасного пирометра Kleiber KGA 740-LO (Kleiber Infrared GmbH, Германия) с временем отклика 6 мкс.

Для исследования структуры и элементного состава наплавленного слоя были применены методы сканирующей электронной микроскопии с энергодисперсионным микроанализом (прибор KYKY-EM6900) и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (прибор JEM2100). Фазовый состав и состояние

кристаллической решетки фаз определяли с помощью рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа (дифрактометр ДРОН-8Н).

Наплавленный азотом нетоковедущей порошковой проволокой ПП-Р2М9 на сталь 30ХГСА слой демонстрирует каркасную структуру, образованную зернами двух размерных уровней: крупными зернами (15–35 мкм) и мелкозернистой фазой (3,5–11 мкм). Внутри зерен наплавленного слоя наблюдается пластинчатая структура, характерная для мартенсита. Термообработка наплавленного слоя не разрушает эту структуру. В объеме зерен и по границам пластинок обнаруживаются наноразмерные включения второй фазы (20-45 нм). Дополнительная обработка импульсным электронным пучком также приводит к образованию в поверхностном слое пластинчатой структуры с многочисленными наноразмерными выделениями второй фазы (рисунок 1).




**а)** **б)**

**Рисунок 1 – Изображение структуры наплавленного слоя после многократного отпуска (*а*), после многократного отпуска и дополнительного облучения импульсным электронным пучком (*б*)**

Рентгенофазовый анализ показал, что основной фазой как исходного, так и многократно термообработанного наплавленного слоя является твердый раствор на основе α-железа с ОЦК кристаллической решеткой. В незначительном количестве (3–5 мас. %) в наплавленном слое присутствует также γ-фаза — твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки железа, или остаточный аустенит. Анализ изменения параметров кристаллических решеток α- и γ-фаз в зависимости от режима обработки свидетельствует о том, что многократный отпуск приводит к уменьшению параметра кристаллической решетки обеих фаз. Это указывает на распад твердого раствора с последующим выделением карбидных частиц. Дополнительное облучение наплавленного слоя импульсным электронным пучком вызывает существенное увеличение параметра кристаллической решетки α-фазы, что, по всей видимости, говорит о перезакалке поверхностного слоя наплавки. Одновременно с этим наблюдается уменьшение параметра кристаллической решетки γ-фазы, что, вероятно, указывает на распад твердого раствора на основе γ-железа с последующим выделением карбидных частиц в поверхностном слое наплавки.

Исследования показали, что процесс плазменной наплавки приводит к образованию мартенситной структуры в материале. Вдоль границ зерен и внутри самих кристаллов мартенсита обнаруживаются наноразмерные включения второй фазы, представляющие собой карбиды. Содержание карбидов в наплавленном слое составляет 34% по массе. После отжига эта величина незначительно снижается до 33%. Дополнительное облучение импульсным электронным пучком приводит к значительному уменьшению содержания карбидов до 19% по массе.

*Работа выполнена при поддержке гранта РНФ No 23-19-00186, https://rscf.ru/project 23-19-00186*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Громов В.Е., Чапайкин А.С., Невский С.А. Структура, свойства и модели быстрорежущей стали после отпуска и электронно-пучковой обработки. – Новокузнецк: Полиграфист, 2024. – 171с.

2. Wu W., Chen W., Yang S., Lin Y., Zhang S., Cho T.-Y., Lee G. H., Kwon S.-Ch. Design of AlCrSiN multilayers and nanocomposite coating for HSS cutting tools // Appl. Surf. Sci. – 2015. – V. 351. – P. 803–810.

3. Gromov V. E., Kobzareva T. Yu., Ivanov Yu. F., Budovskikh E. A., Bashchenko L. P. Surface Modification of Ti Alloy by Electro-explosive Alloying and Electron-Beam Treatment // AIP Conference Proceedings. – 2016. – V. 1698. – N 030006.

# РАЗВИТИЕ РАЗРУШЕНИЯ В МАТЕРИАЛЕ ИЗДЕЛИЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ ПЕРИОДИЧЕСКИХ ТЕПЛОСМЕН

**Дегтярева С.П.[1], Коджаспиров Г.Е.[1], Волков Е.С.[1], Тихомирова Е.А.[2]**
*[1]Санкт - Петербургский Политехнический университет Петра Великого,*
*[2]Санкт - Петербургский государственный морской технический университет*
*г.Санкт – Петербург, Россия*
*E-mail: bulgakova.sf@gmail.com*

Обсуждаются опубликованные результаты исследования динамики развития деформации при термоциклическом режиме нагружения металла в сравнении с данными испытаний на растяжение в изотермических условиях. Установлено, что в обоих случаях диаграммы деформации достаточно близки по своему характеру [1 - 5]. Однако, вопрос о развитии разрушения связывается с «повреждаемостью» металла, которая является весьма обобщенным термином, и не затрагивается даже в сравнении с механическим нагружением, которому присуще такое свойство материала, как деформация при разрыве $\delta$ [6]**.** В связи с этим предложено и проведено исследование воспроизведения данного свойства в условиях термического нагружения. Испытания были проведены путем многократного повторения полуцикла охлаждения с заданной величиной пластической деформации $\varepsilon_{пл}$ в каждом до разрушения после $N_p$ циклов и показали, что суммарное удлинение образца $\Delta\varepsilon_{пл}(охл)=\varepsilon_{пл}N_p$ близко к величине $\delta$**,** получаемой в результате испытаний на разрыв. Материалом для испытаний служила сталь 12Х18Н10Т, а варьирование $\varepsilon_{пл}$ осуществляли путем изменения формы заплечиков плоских образцов 3-х типов при сохранении формы и размеров их расчетной части. При этом во всех испытаниях разрушение происходило в центре расчетной части образца и зарождению трещины предшествовало образование и углубление шейки, подобно тому, как это происходило при растяжении. Аналогичным образом были проведены испытания, но при многократном повторении полуцикла нагрева в течение $N_p$ циклов, зарегистрированных при разрушении, достигнутом в испытаниях охлаждения. Во всех проведенных испытаниях с различной величиной $\varepsilon_{пл}$ признаков зарождения разрушения не обнаружено. В целях отслеживания структурных изменений в материале и развития упрочнения по мере циклирования производили измерение микро-твердости в рабочей части и по ее длине и рентгеносъемку, наблюдая изменение полуширины дифракционных линий. Измерения микро-твердости и уширения дифракционных линий в центре образцов, где протекает пластической деформации в полуциклах, показали, что она сопровождается упрочнением материала, которое присуще стали 12Х18Н10Т.

Явление термической усталости необходимо учитывать при оценке эксплуатационных характеристик материалов изделий, т.к. было показано, на основании сопоставления диаграмм деформации и данных, полученных в настоящей работе, что при термическом и механическом нагружении разрушение развивается идентично, но со своими особенностями [7].

ЛИТЕРАТУРА

1. Серенсен С.В., Котов П.И. // Заводская Лаборатория.1959. №10. С.1216.
2. Баландин Ю.Ф. Термическая усталость металлов в судовом энергомашиностроении. / Л.: Изд. Судостроение, 1967.
3. Котов П.И., Гусенков А.П., Вашунин А.И. // Заводская лаборатория. 1978. №7. С. 862.
4. Костин В.М., Егоров В.И., Соболев Н.Д. // Заводская лаборатория. 1975. №4. С.479.
5. Дульнев Р.А., Котов П.И. Термическая усталость металлов./ - М.; Машиностроение, 1980.
6. Лахтин Ю.,М., Леонтьева В.П. Материаловедение. М.Машиностроение. 1980. 454 с.
7. Мэнсон С.С. Температурные напряжения и малоцикловая усталость./ - М.: Машиностроение. 1974.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАСПЛАВА НИКЕЛЯ С БИКРИСТАЛЛОМ ВОЛЬФРАМА

**Сурсаева В.Г., Кийко В.М.**
*Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, г. Черноголовка, Россия*
*kiiko@issp.ac.ru*

Характеристики межзеренных границ в металлах во многом определяют их разнообразные свойства. Однако изучение процессов, происходящих по границам поликристаллических металлов, представляет существенные трудности. Специально приготовленные бикристаллы, являясь удобным модельным объектом, облегчают исследование этих процессов.

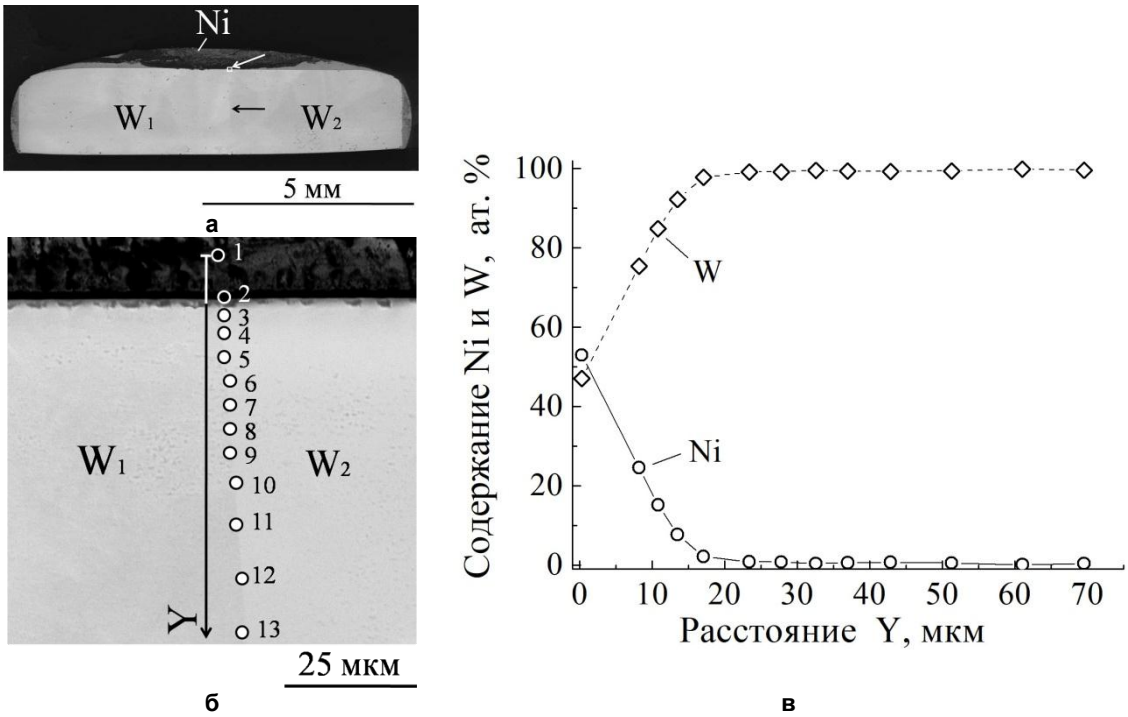



**Рисунок 1 – а – вертикальное сечение образца никель-на-вольфраме, черной стрелкой указана граница между двумя кристаллами $W_1$ и $W_2$, белой стрелкой указан участок, выделенный рамкой вблизи исходной границы никель-вольфрам, показанный на рисунке 1б; б – «точками» 1–13 обозначены области элементного рентгеноспектрального микроанализа у границы никель–вольфрам по границе раздела кристаллов вольфрама $W_1$ и $W_2$ вдоль оси Y; в – результаты микроанализа**

Бикристалл вольфрама был выращен методом зонной плавки, а плавление никеля на поверхности бикристалла проведено в вакуумной камере при температуре 1600 $^{o}$C с выдержкой 1 час (рисунок 1а). Результаты «точечного» микроанализа вдоль оси Y (рисунок 1б) позволили установить относительное содержание никеля и вольфрама вдоль оси (рисунок 1в) и – совместно с диаграммой состояния системы никель–вольфрам, – что в областях «точек» 1 образовалось соединение NiW, между «точками» 1 и 2 – $NiW_2$, в остальных областях между «точками» 1 и 5 – твердые растворы, а в областях «точек» 6–13 – в пределах погрешности измерений – практически чистый вольфрам. «Размеры» «точек» составляют единицы микрометров.

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА NiFeGa(Co, B)

**Панченко Е.Ю.[1], Тохметова А.Б.[1], Курлевская И.Д.[1], Янушоните Э.И.[1], Суриков Н.Ю.[1], Тимофеева Е.Е.[1], Рубаник В.В.[2], Рубаник В.В. мл.[2], Царенко Ю.В.[2], Чумляков Ю.И.[1]**

*[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*

*[2]Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

*panchenko@mail.tsu.ru*

В последние годы при разработке материалов для твердотельного охлаждения особое внимание уделяется повышению охлаждающей способности при проявлении эластокалорического эффекта и улучшению механических свойств поликристаллов ферромагнитных сплавов Гейслера. Для практического применения важными параметрами выбора материала с эластокалорическим эффектом являются: величина адиабатического охлаждения $\Delta T_{ad}$, механический гистерезис, характеризующий потери энергии в рабочем цикле, интервал рабочих температур, прочность материала и циклическая стабильность функциональных свойств.

По сравнению с монокристаллическим материалами изготовление поликристаллов данных сплавов более простое и дешевое. Однако поликристаллы значительно уступают по параметрам механических и функциональных свойств. Исследования поликристаллов сплавов Гейслера показали, что экспериментальные значения $\Delta T_{ad}$ при проявлении эластокалорического эффекта почти в 2 раза ниже, чем в монокристаллах этих сплавов [1-4]. Вдобавок, для повышения прочности, пластичности и предотвращения образования трещин по границам зерен в рабочих циклах нагрузка/разгрузка вследствие несовместности деформации соседних зерен при развитии мартенситного превращения и высокого значения параметра анизотропии кристаллов $A = 2 \cdot C_{44}/(C_{11} - C_{12}) > 10$, необходима дополнительная модификация микроструктуры поликристаллических сплавов. Поэтому актуальной задачей является разработка физически обоснованных способы модификации микроструктуры сплавов Гейслера с целью улучшения их механических и функциональных свойств. В настоящей работе изучено влияние микролегирования бором и термомеханических обработок, включая ультразвуковую обработку, на микроструктуру, сверхэластичность, эластокалорический эффект и механические свойства сплавов NiFeGa(Co,B), испытывающих B2($L2_1$)-10M/14M-$L1_0$ мартенситные превращения

Экспериментально показано, что преимущественная ориентация столбчатых зерен вдоль $[001]_A$-направления и гетерофазная структура поликристаллов, сформированная за счёт микролегирования бором, позволяют получить высокопрочное состояние (предел прочности 1,2-1,6 ГПа) с достаточной пластичностью в сплавах $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$ и $(Ni_{51}Fe_{19}Ga_{27}Co_4)_{99,7}B_{0,3}$ (ат.%) (рис. 1 а). В результате данные сплавы проявляют эластокалорический эффект в широком температурном интервале 125 К с величиной адиабатического охлаждения $\Delta T_{ad}$ = (9,4±0,5) К (рис.1 б, в), что соответствует экспериментальным значениям $\Delta T_{ad}$ = 9–11 К для $[001]_A$-монокристаллов сплавов NiFeGa(Co) [4].

Исследовано деформационное поведение сплавов $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ и $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$. Впервые установлена температурная зависимость предела текучести и пластичности высокотемпературной $L2_1$(B2)-фазы при деформации сжатием в температурном интервале 773-1173 К. Обнаружено, что хрупкие при T<773 К сплавы NiFeGa(Co) характеризуется высокой пластичностью (свыше 70 %) и низким пределом текучести (13–65 МПа) в температурном интервале 973–1173 К.

Низкие прочностные свойства и высокая пластичность сплавов NiFeGa(B) обусловлены температурной зависимостью критических напряжений для скольжения дислокаций типа a<100> и выделением в процессе деформации большой объемной доли (16-18%) γ-фазы. Впервые показано, что релаксация напряжений в процессе деформации при высокой температуре T > 973К может идти за счет роста крупных

частиц γ-фазы геометрической формы (в форме параллелепипедов в отличие от ветеренообразой формы при росте частиц в свободном состоянии).

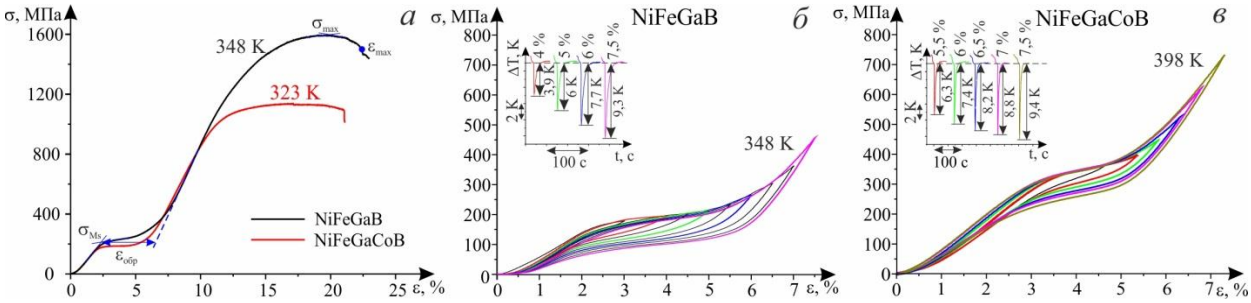



**Рисунок 1 – Результаты исследования механических и функциональных свойств сплавов $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$ и $(Ni_{51}Fe_{19}Ga_{27}Co_4)_{99,7}B_{0,3}$: (*а*) кривые зависимости σ(|ε|) при деформации сжатием; (*б, в*) кривые зависимости σ(|ε|) в циклах нагрузка/разгрузка при проявлении сверхэластичности и соответствующая величина адиабатического охлаждения $\Delta T_{ad}$.**

Легирование бором сплавов NiFeGa(Co) не приводит к значительному изменению деформационного поведения, однако вызывает увеличение центров зарождения частиц вторичных фаз, уменьшение размеров частиц γ-фазы. На боридах образуются скопления сдвойникованных частиц γ-фазы крупного размера до 2-5 мкм.

Продемонстрирована эффективность горячей прокатки сплавов $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ и $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$ в температурном интервале 973–1173 К без образования трещин. Эти результаты могут быть использованы для разработки способов получения заготовок из сплавов NiFeGaB с заданными функциональными свойствами путем термомеханических обработок за счет оптимизации их микроструктуры.

В горячекатаном сплаве $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$ после отжига при 1273 К, 0,5 ч формируется острая текстура $L2_1$(B2)-аустенита <001> по направлению прокатки, благоприятная для проявления сверхэластичности и эластокалорического эффекта, а также существенно восстанавливается доля материала, испытывающего мартенситное превращение.

Горячекатаные кристаллы $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$ обладают специфической микроструктурой вторичной фазы: γ-фаза содержит наноразмерные частицы γ′-фазы, упорядоченной по типу $L1_2$ (рис.2 а). Ожидается, что специфическая микроструктура частиц γ-фазы, обнаруженная в горячекатаных кристаллах $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$ будет приводить к упрочнению материала без негативного влияния на функциональные свойства, и способствовать реализации их высокой циклической стабильности.

Изучено влияние ультразвуковой обработки (УЗО) на микроструктуру горячекатаных кристаллов сплава Гейслера $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$ с памятью формы и определен потенциал применения ультразвукового воздействия для оптимизации эластокалорического эффекта в данных материалах. Показано, что УЗО при криогенных температурах (T=77 К, t=15-30 мин) ниже температур мартенситных превращений приводит к растворению частиц γ(γ′)-фазы (рис. 2 б). Тогда как обработка ультразвуком при комнатной температуре (T=300 К, t=15 мин) не приводит к такому эффекту, однако способствует атомному упорядочению частиц вторичной фазы: наблюдаются микронные частицы γ′-фазы с упорядоченной $L1_2$-структурой (рис. 2 в) .

После УЗО был проведен кратковременный нагрев до 1173 К и охлаждение кристаллов NiFeGaB со скоростью 20 К/мин. После этого образцы исследованы методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Показано, что УЗО приводит к повышению изменения энтальпии при развитии прямого и обратного мартенситного превращения ($\Delta H^{A–M}$ и $\Delta H^{M–A}$) в отожженных кристаллах. Это положительно сказывается на перспективах применения сплавов NiFeGaB в методах твердотельного охлаждения. Рассчитанная согласно соотношению $\Delta T_{ad} \approx \Delta H^{M–A}/C_p$ ($C_p$ = 455 Дж/(кг·К) – удельная теплоемкость) величина адиабатического охлаждения $\Delta T_{ad}$ увеличивается с 6,1 до 7,0 и 6,9 К после УЗО при 77 К и УЗО при 300 К, соответственно.

Таким образом, результаты исследования показывают, что УЗО является эффективным методом для контроля микроструктуры горячекатаных сплавов NiFeGaB, а именно: объемной доли и кристаллической структуры частиц γ(γ′)-фазы. Более того УЗО также можно рассматривать в рамках оптимизации параметров эластокалорического эффекта при обработке горячекатаных сплавов NiFeGaB.

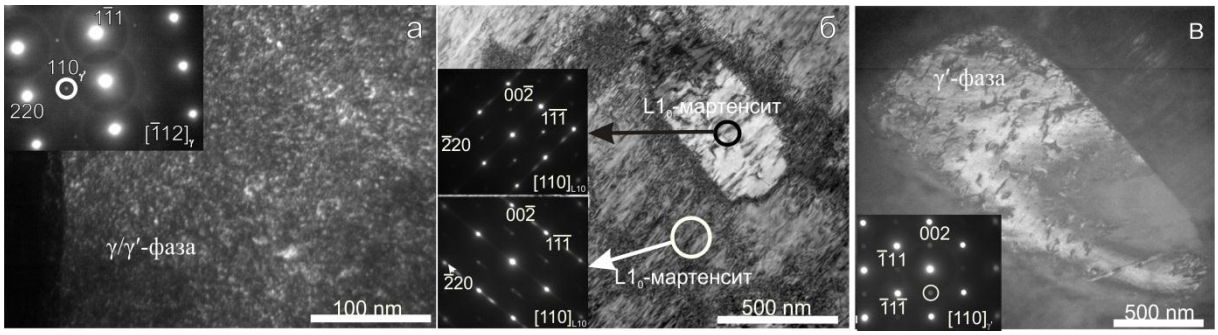



**Рисунок 2 – Микроструктура горячекатаного сплава $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$: (а) темнопольное изображение частицы γ/γ′-фазы в сверхструктурном рефлексе, отмеченном на микроэлектронограмме; (б) светлопольное изображение $L1_0$-мартенсита и микроэлектронограммы в указанных областях в горячекатаном сплаве после УЗО при 77 К; (в) темнопольное изображение частицы γ′-фазы в сверхструктурном рефлексе, отмеченном на микроэлектронограмме в горячекатаном сплаве после УЗО при 300 К.**

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00150, https://rscf.ru/project/23-19-00150/.*

ЛИТЕРАТУРА

1. Kurlevskaya I. D., Panchenko E. Yu., Tokhmetova A. B., etc. Influence of Heat Treatments on Martensitic Transformations and Elastocaloric Effect in Two-Phase (β + γ) NiFeGa Alloys. Phys. Mesomech. 27(4) (2024) 398.

2. Imran M., Zhang X., Qian M., Geng L., Enhanced working stability of elastocaloric effects in polycrystalline Ni-Fe-Ga dual phase alloy. Intermetallics. 136 (2021) 107255.

3. Qian S., Geng Y., Wang Y., etc. Elastocaloric effect in CuAlZn and CuAlMn shape memory alloys under compression. Phil. Trans. R. Soc. A 374, (2016) 20150309.

4. Eftifeeva A.S., Panchenko E.Y., Yanushonite E.I., etc. Superelasticity and elastocaloric cooling capacity in stress-induced martensite aged $[001]_A$-oriented $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ single crystals // Materials Science & Engineering A. 855 (2022) 143855.

# НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

**Марукович Е.И.[1], Стеценко В.Ю.[1], Стеценко А.В.[2]**
[1]*Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь, stetsenko.52@bk.ru*
[2]*Белорусско-Российский университет, г. Могилев, Беларусь*

Согласно диаграмме состояния *Fe – Ni*, при кристаллизации железо-никелевых сплавов (ЖНС) образуются микрокристаллы $\delta$-фазы ($\delta_{\text{мк}}$), микрокристаллы перитектической γ-фазы ($\gamma_{\text{мкп}}$) и микрокристаллы γ-фазы ($\gamma_{\text{мк}}$) [1].

Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки ЖНС, при температуре более 1512 °С, $\delta_{\text{мк}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы железа ($Fe_{\text{эн1}}$) и никеля ($Ni_{\text{эн1}}$), свободные атомы железа ($Fe_{\text{а1}}$) и никеля ($Ni_{\text{а1}}$) [2].

Процесс кристаллизации $\delta_{\text{мк}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3,4]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы $\delta$-фазы ($\delta_{\text{сн}}$) по следующей реакции:

$$Fe_{\text{эн1}} + Fe_{\text{а1}} + Ni_{\text{эн1}} + Ni_{\text{а1}} = \delta_{\text{сн}}. \quad (1)$$

Затем образуются центры кристаллизации микрокристаллов $\delta$-фазы $(\delta_{\text{цк}})$ согласно следующей реакции:

$$\delta_{\text{сн}} + Fe_{\text{а1}} + Ni_{\text{а1}} = \delta_{\text{цк}}. \quad (2)$$

Заканчивается процесс кристаллизации $\delta_{\text{мк}}$ по следующей реакции:

$$\delta_{\text{цк}} + \delta_{\text{сн}} + Fe_{\text{а1}} + Ni_{\text{а1}} = \delta_{\text{мк}}. \quad (3)$$

При температуре 1512 °С происходит следующая перитектическая реакция [1]:

$$\delta_{\text{мкп}} + L_{\text{п}} = \gamma_{\text{мкп}}, \quad (4)$$

где $\delta_{\text{мкп}}$ и $L_{\text{п}}$ – микрокристаллы $\delta$-фазы и расплав ЖНС при перитектической температуре.

Процесс перитектической реакции начинается с того, что $\delta_{\text{мкп}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы железа ($Fe_{\text{эн2}}$) и никеля ($Ni_{\text{эн2}}$), свободные атомы железа ($Fe_{\text{а2}}$) и никеля ($Ni_{\text{а2}}$). При этом $L_{\text{п}}$ состоит из элементарных нанокристаллов железа ($Fe_{\text{эн3}}$) и никеля ($Ni_{\text{эн3}}$), свободных атомов железа ($Fe_{\text{а3}}$) и никеля ($Ni_{\text{а3}}$) [2]. Из этих нанокристаллов и свободных атомов формируются $\gamma_{\text{мкп}}$.

Процесс перитектической кристаллизации $\gamma_{\text{мкп}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3,4]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\gamma_{\text{снп}}$) по следующей реакции:

$$Fe_{\text{эн4}} + Fe_{\text{а4}} + Ni_{\text{эн4}} + Ni_{\text{а4}} = \gamma_{\text{снп}}, \quad (5)$$

где $Fe_{\text{эн4}}$ и $Ni_{\text{эн4}}$ – элементарные нанокристаллы железа и никеля, а $Fe_{\text{а4}}$ и $Ni_{\text{а4}}$ – свободные атомы железа и никеля при перитектической кристаллизации.

Затем образуются центры кристаллизации $(\gamma_{\text{цкп}})$ согласно следующей реакции:

$$\gamma_{\text{снп}} + Fe_{\text{а4}} + Ni_{\text{а4}} = \gamma_{\text{цкп}}. \quad (6)$$

Заканчивается процесс кристаллизации $\gamma_{\text{мкп}}$ по следующей реакции:

$$\gamma_{\text{цкп}} + \gamma_{\text{снп}} + Fe_{\text{а4}} + Ni_{\text{а4}} = \gamma_{\text{мкп}}. \quad (7)$$

При перитектической реакции (4) справедливы следующие уравнения:

$$\begin{gathered} Fe_{\text{эн4}} = Fe_{\text{эн2}} + Fe_{\text{эн3}}, \\ Fe_{\text{а4}} = Fe_{\text{а2}} + Fe_{\text{а3}}, \\ Ni_{\text{эн4}} = Ni_{\text{эн2}} + Ni_{\text{эн3}}, \\ Ni_{\text{а4}} = Ni_{\text{а2}} + Ni_{\text{а3}}. \end{gathered} \quad (8)$$

Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки ЖНС, $\gamma_{\text{мк}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы железа ($Fe_{\text{эн5}}$) и никеля ($Ni_{\text{эн5}}$), свободные атомы железа ($Fe_{\text{а5}}$) и никеля ($Ni_{\text{а5}}$) [2].

Процесс кристаллизации $\gamma_{\text{мк}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3,4]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\gamma_{\text{сн}}$) по следующей реакции:

$$Fe_{\text{эн5}} + Fe_{\text{а5}} + Ni_{\text{эн5}} + Ni_{\text{а5}} = \gamma_{\text{сн}}. \quad (9)$$

Затем образуются центры кристаллизации микрокристаллов $(\gamma_{\text{цк}})$ согласно следующей реакции:

$$\gamma_{\text{сн5}} + Fe_{\text{а5}} + Ni_{\text{а5}} = \gamma_{\text{цк}}. \quad (10)$$

Заканчивается процесс кристаллизации $\gamma_{\text{мк}}$ по следующей реакции:

$$\gamma_{\text{цк}} + \gamma_{\text{сн}} + Fe_{\text{а5}} + Ni_{\text{а5}} = \gamma_{\text{мк}}. \quad (11)$$

Таким образом, кристаллизация ЖНС является наноструктурным процессом, в котором основную роль играют элементарные нанокристаллы железа и никеля, их свободные атомы, структурообразующие нанокристаллы и центры кристаллизации микрокристаллов $\delta$-фазы и $\gamma$-фаз.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Диаграмма состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справочник / Под ред. О.А. Банных и М.Е. Дрица. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.

2. Марукович, Е. И. Наноструктурная теория металлических расплавов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7–9.

3. Марукович, Е.И. Механизм сохранения структурной информации силуминов в системе «твердое – жидкое - твердое» / Е.И. Марукович, К.В. Никитин, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Цветные металлы. – 2024. – № 11. – С. 76–81.

4. Марукович, Е.И. Кристаллизация металлов и сплавов: монография / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, К.В. Никитин, А.В. Стеценко. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2025. – 192 с.

# ИССЛЕДОВАНИЕ БИОСОВМЕСТИМОСТИ ДВУХ- И ТРЕХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ Ti-Mo

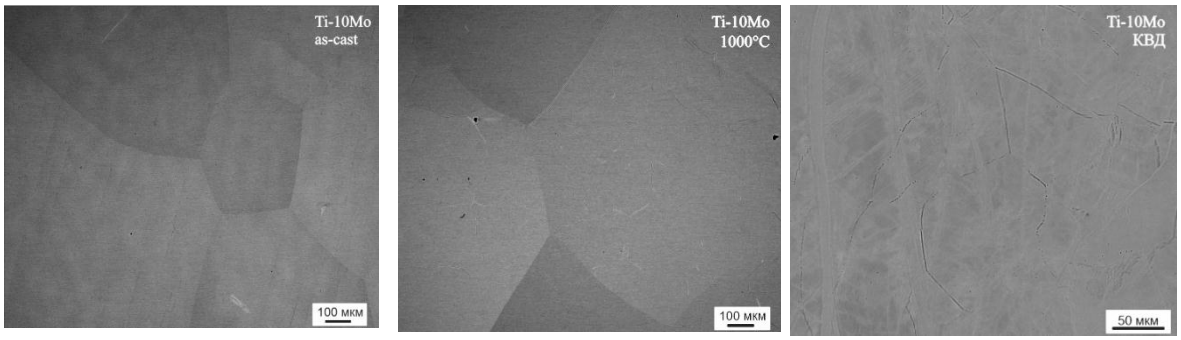
**Горнакова А.С.[1], Корнева А.В.[2], Новрузов К.М.[3], Шайсултанов Д.Г.[4], Афоникова Н.С.[1], Анисимова Н.Ю.[3], Страумал Б.Б.[1], Тюрин В.А.[5], Давдян Г.С.[1]**

*[1]ИФТТ РАН, Россия, Черноголовка*
*[2]ИММ им. А. Крупковского ПАН, Польша, Краков*
*[3]НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина РАМН, Россия, Москва*
*[4]НИУ «БелГУ», Россия, Белгород*
*[5]НИИ «Нанотехнологии и Наноматериалов», Россия, Тамбов*
*alenahas@issp.ac.ru*

Сплавы на основе титана стали одними из широко используемых в качестве конструкционных биоматериалов при изготовлении ортопедических и зубных имплантов. Этот выбор обусловлен механическими и физическими свойствами титана: высокой прочностью, низкой плотностью, высокой стойкостью к биокоррозии и биосовместимостью. Применяемые сплавы на основе титана, такие как Ti-6Al-4V и Ti-6Al-7Nb могут со временем вызывать проблемы со здоровьем. Так ионы алюминия вызывают неврологические расстройства, а ионы ванадия связаны с ферментативным нарушением. На сегодняшний день наибольший интерес вызывают β-сплавы на основе титана, благодаря возможности регулировать параметры обработки для получения сплавов с более лучшими свойствами, такими как меньший модуль упругости и высокая коррозионная стойкость [1-2].

Целью работы было исследовать влияния различных видов обработки материала на биосовместимость двух- и трехкомпонентных сплавов Ti-10вес.%Mo, Ti-10вес.%Mo-1 вес.%Cu, Ti-15вес.%Mo и Ti-15вес.%Mo-1вес.%Si.

Образцы четырех сплавов были исследованы в трех состояниях: в исходном (после изготовления), после отжига при 1000°C и после кручения под высоким давлением (КВД). КВД обработка была проведена при 7 ГПа, 5 оборотов и 1 оборот в минуту. Микроструктура сплавов была исследована с помощью сканирующий электронной микроскопии (СЭМ) и был проведен рентгенофазовый анализ образцов (РФА). На Рис. 1 приведены, как пример, СЭМ изображения микроструктуры сплава Ti-10вес.%Mo в исходном состоянии (Рис. 1а), после отжига (Рис. 1б) и после КВД (Рис. 1в). Все четыре сплава в исходном состоянии и после отжига демонстрируют крупнокристаллические структуры.



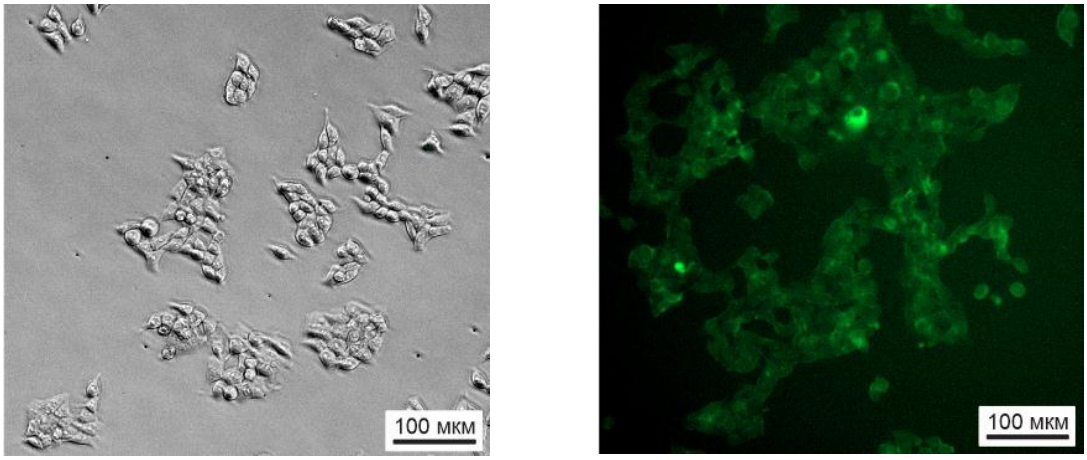

**а** **б** **в**

**Рисунок 1 – СЭМ изображения сплава Ti-10вес.%Mo: в исходном состоянии (as-cast) (а), после отжига при 1000°C (б) и после КВД обработки (в).**

После КВД обработки микроструктура образцов существенно изменяется. На приведенной микрофотографии (Рис. 1в) видны дислокационные цепочки и ступени полос скольжения. Основной фазой во всех образцах является (βTi)-фаза.

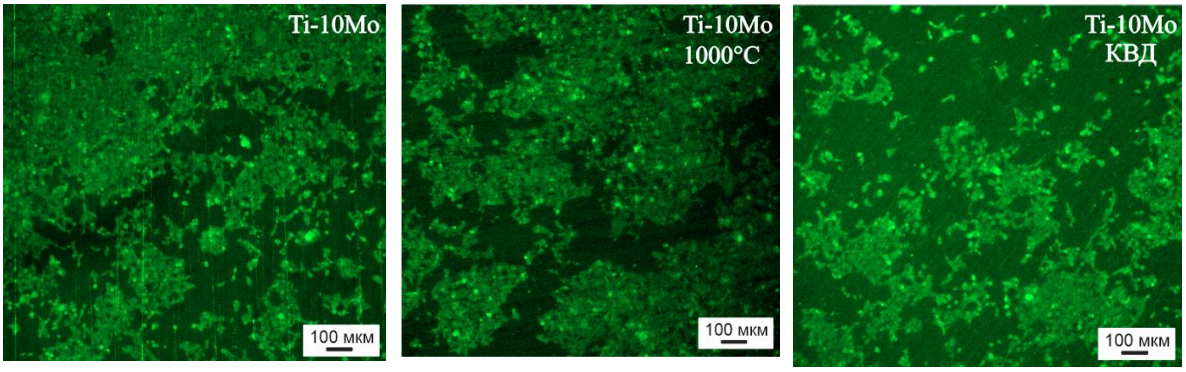
На Рис. 2 представлены результаты прижизненной окраски ММСК красителем Calcein AM, который обеспечивает визуализацию клеток с выраженной ферментативной активностью, в результате чего наблюдают флуоресценцию

цитоплазмы живых клеток, адгезированных к поверхности изучаемых образцов сплава на основе Ti-Mo. Результат данного теста позволяет качественно оценить факт наличия или отсутствия адгезии клеток на поверхности образца. На Рис. 3 приведена колонизация и адгезия ММСК для исследованных образцов сплава Ti-10вес.%Mo.




а б

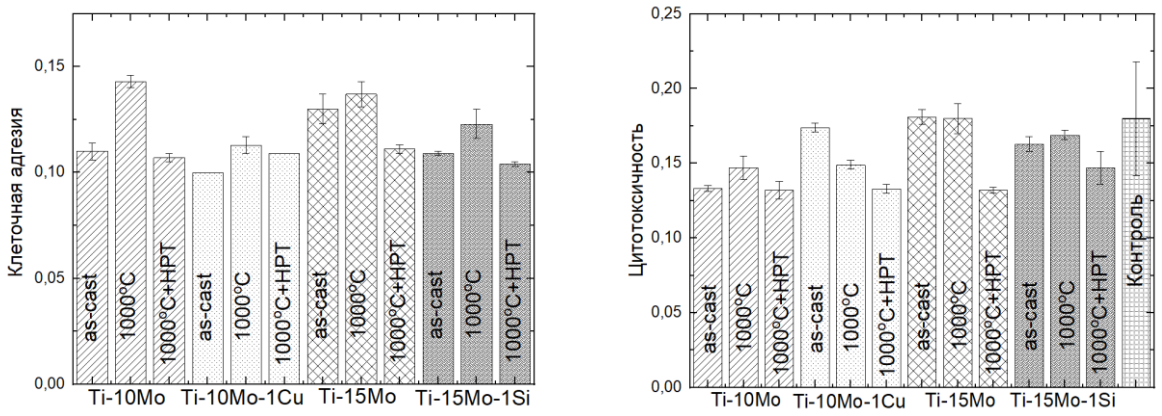
**Рисунок 2 – Морфология, жизнеспособность и адгезионный потенциал ММСК (контроль), использованных в качестве клеточной модели для оценки адгезионных свойств изучаемых сплавов: (а) фазово-контрастная микроскопия, без окраски, (б) флуоресцентная микроскопия, дополненная использованием фазового контраста.**




а б в

**Рисунок 3 – Колонизация и адгезия ММСК на поверхности образцов сплавов на основе Ti-10вес.%Mo. Флуоресцентная микроскопия. Окраска клеток – Calcein AM (зеленая флуоресценция): (а) в исходном состоянии, (б) после отжига и (в) после КВД обработки.**

Результаты исследований, представленные на Рис. 4 демонстрируют яркую зависимость цитотоксичности и клеточной адгезии от вида обработки материала. КВД обработка материала заметно снижает оба этих параметра. При чем более высокие значения этих параметров, в большинстве случаев, зафиксированы в сплавах после отжига.




а б

**Рисунок 4 – Зависимости клеточной адгезии (а) и цитотоксичности (б) для сплавов Ti–Mo от вида обработки: исходное состояние, после отжига 1000°C и после КВД обработки.**

Средние значения твердости (~400 HV) и модуля Юнга (~140 ГПа) для сплавов Ti-10вес.%Mo и Ti-10вес.%Mo-1вес.%Cu слабо зависят от вида обработки, но примерно в 1,5 раза выше, чем для сплавов Ti-15вес.%Mo и Ti-15вес.%Mo-1вес.%Si. КВД обработка сплавов Ti-15вес.%Mo и Ti-15вес.%Mo-1вес.%Si значительно увеличивает твердость материала примерно на 100 HV, так же растет и значение модуль Юнга (с 4 до 6 ГПа).

Вывод: Исследования показали, что наилучшая клеточная адгезия и цитотоксичность, а также низкие значения нанотвердости (4,4 ГПа) и модуля Юнга (106 ГПа) наблюдаются у отожжённого образца сплава Ti-15вес.%Mo, что говорит о его возможной перспективности для применения в области конструкционных биоматериалов.

ЛИТЕРАТУРА

[1] Junior J.R.S.M., Nogueira R.A., Araujo R.O., Donato T.A.G., Arana-Chavez V.E., Claro A.P.R.A., Moraes J.C.S., Buzalaf M.A.R., Grandini C.R. Preparation and Characterization of Ti-15Mo Alloy used as Biomaterial. *Materials Research*. 2011; 14(1): 107-112

DOI: 10.1590/S1516-14392011005000013

[2] Lin D.-J., Chuang C.-C., Lin J.-H.C., Lee J.-W., Ju C.-P., Yin H.-S. Bone formation at the surface of low modulus Ti–7.5Mo implants in rabbit femur. *Biomaterials* 28 (2007) 2582–2589. doi:10.1016/j.biomaterials.2007.02.005

*«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-22-00222, https://rscf.ru/project/24-22-00222/»*

# ЦВЕТОМЕТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ КАК МАРКЕРЫ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СОЕДИНЕНИЯХ ЖЕЛЕЗА

**Четверикова А.Г., Макаров В.Н., Каныгина О.Н.**
*ФГБОУ «Оренбургский государственный университет», г. Оренбург, Россия, KR-727@mail.ru*

Наукометрическое исследование колориметрических особенностей соединений железа проводилось с использованием программы VOSviewer. Проанализированы две группы научных статей из международной базы данных Scopus. Поиск работ велся по названию, ключевым словам и аннотации. Для формирования первой группы публикаций велся поиск по запросу: «colorimetric parameter» и «iron compounds» (111 статей); для второй группы: «CIELab» и «iron» (17 статей). Ключевые словосочетания были выбраны, как наиболее отражающие предмет настоящего исследования. Они являются наиболее значимым параметром для определения научной специализации. Связи в графах (рисунки 1,2) представляют собой ссылки на научные публикации; «толщина связи» указывает на их количество; научные направления на графах выделены цветами.

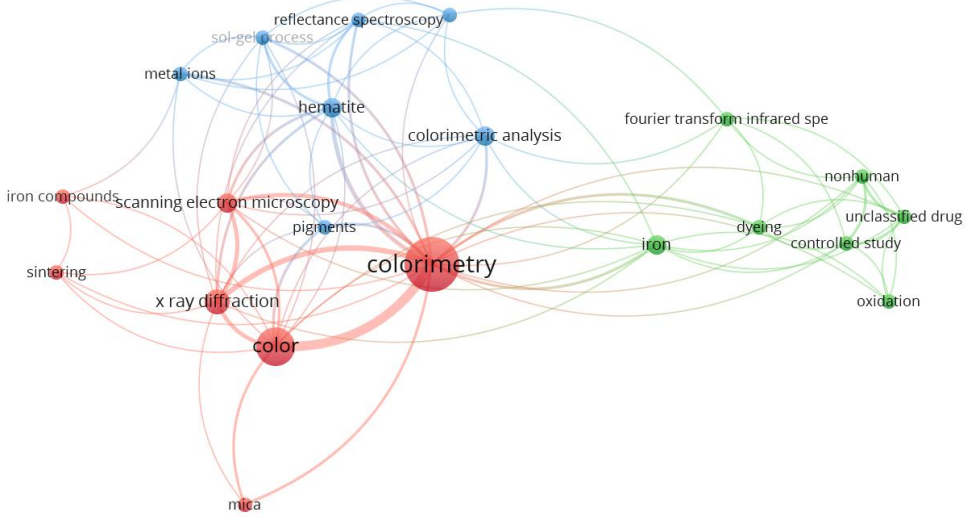



**Рисунок 1 – Граф первой научной группы («colorimetric parameter» и «iron compounds»)**

Рассматриваемая научная область находится на стыке материаловедения и аналитической химии, фокусируясь на изучении железосодержащих соединений и их колориметрических характеристиках. Основные направления исследований включают синтез и модификацию железосодержащих материалов (включая процессы спекания) с последующей комплексной характеристикой их структуры методами рентгеновской дифракции и сканирующей электронной микроскопии. Кроме того, в эту область входит систематическое изучение цветовых параметров полученных соединений. **Красный цвет: colorimetry, color, X-ray diffraction, scanning electron microscopy, iron compounds, sintering, mica (**например, [1]).

Во второй научной группе (рисунок 2) в наибольшей степени интересным представляется «жёлтое» направление, в котором прослеживается взаимосвязь между химическим составом железосодержащих соединений и их цветовыми характеристиками, изучаемыми методами колориметрии с использованием современных цветоизмерительных приборов и системы CIELab (полностью – CIE 1976 L*,a*,b*). Исследования включают количественную оценку цветовых параметров с помощью системы CIELab, позволяя объективно описывать изменения цвета при различных химических превращениях в соединениях железа. Особый акцент делается на изучении корреляции между степенью окисления железа, строением координационных соединений и их цветовыми характеристиками.

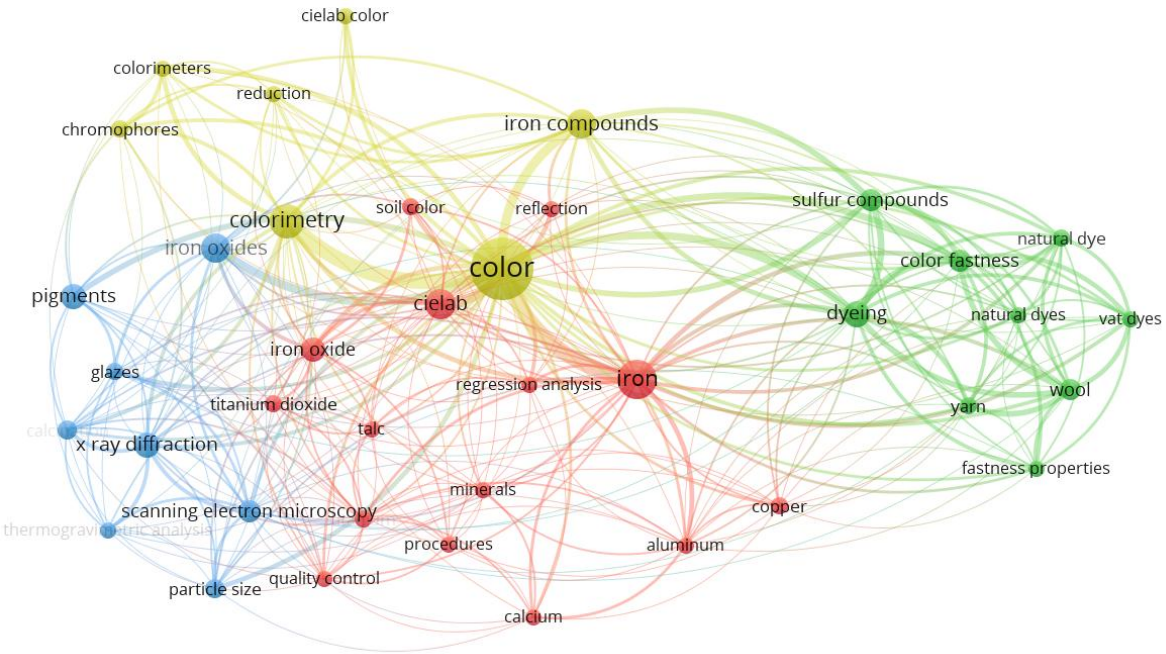



**Рисунок 2 – Граф второй научной группы («CIElab» and «iron»)**

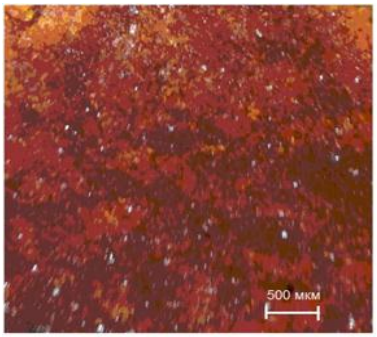
Эти работы имеют важное значение, поскольку сочетают фундаментальные исследования координационной химии железа с прикладными аспектами колориметрии, позволяя создавать материалы с заданными функциональными свойствами и прогнозировать их поведение в различных условиях. Несмотря на различия в терминологии («CIELab» vs. «colorimetric parameter») оба подхода имеют одну цель – количественную оценку цветовых характеристик железосодержащих соединений и подчёркивает их взаимодополняемость. **Желтый: color, iron compounds, colorimetry, reduction, chromophores, colorimeters, CIElab color** (например, [2])**.**

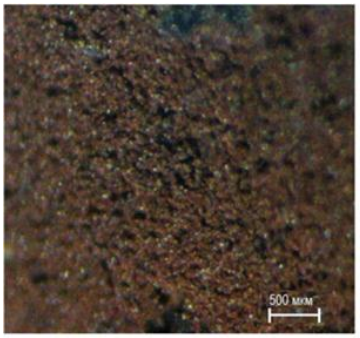
В рамках последнего направления изучена эволюция цветометрических параметров (Red, Green, Blue, Yellowness, интегральных коэффициентов отражения $R_0$ и параметра «красноцветности» R(a*b*), сопровождающая фазовые превращения в кристаллогидрате хлорида железа под воздействием СВЧ-излучения.

Цель исследования заключалась в установлении взаимосвязи между фазовыми, морфологическими и цветометрическими параметрами при прямом синтезе гётита FeO(OH) из порошка кристаллогидрата хлорида железа $FeCl_3 \cdot 6H2O$ марки ХЧ (моноклинная ячейка с параметрами, нм: *a*=1.1183, *b*=0.7029 и *c*=0.5952, углом β=100.47°) с размерами частиц d ≤ 20 мкм путём воздействия СВЧ-поля. Исходный порошое подвергали двухэтапной СВЧ-активации (частота 2.45 ГГц).

Установлено, что в СВЧ-поле произошли существенные морфологические и фазовые превращения и морфологические изменения частиц, в том числе и их цветометрических параметров. Кристаллическая часть конечной пробы оказалась монофазной - гётитом α-FeO(OH), имевшим ромбическую элементарную ячейку с параметрами, нм: *a*=0.4643, *b*=0.9941 и *c*=0.3032.

Изменения цветометрических параметров в частицах $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ под воздействием СВЧ-излучения заключались в частичной агломерации и изменении формы частиц. Исходный порошок был представлен полупрозрачными равноосными частицами, после воздействия СВЧ-излучения наблюдались «землистые» кристаллы бурого цвета (рисунок 3). Для оценки цветометрических параметров использовали цветовую модель RGB и B.2. Программа для расчёта цветовых параметров L, a, b и L, u, v по оптическим изображениям керамических материалов [3]. Цветовая модель CIELab является международным стандартом и зарекомендовала себя в качестве информативной для почв, содержащих (гидр)оксиды железа [4].




**а** **б**

**Рисунок 3 – Изображение частиц порошка $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ (а); частиц гётита α-FeO(OH) (б)**

Разработанная авторами [5] система позволяет использовать её для определения цвета вещества с помощью одного комплексного параметра – «красноцветности R(a*b*). Количественные оценки относительных изменений цветовых параметров при фазовом превращении кристаллогидрата хлорида железа $FeCl_3 \cdot 6H2O$ $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ в гетит FeO(OH), выполненные по формуле $(X_1 – X_0)X_0$, приведены в таблице.

**Таблица – Относительные изменения цветовых параметров при фазовом превращении [6]**

| Параметр, % | Red | Green | Blue | Yellowness | R (a*b*) |
|---|---|---|---|---|---|
| $(X_1 - X_0)/X_0$, % | 15 | 38 | 45 | 155 | 160 |

Можно считать, что наиболее информативными являются коэффициенты желтизны Yellowness и красноцветности R (a*b*), которые будут служить определёнными реперами при определении интенсивности и степени фазовых превращений в соединениях железа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Rasuly W., Aminian M. K., Fatah S. K. Investigating red ceramic pigments: Tailoring clay-iron oxide composites and analyzing the physical characteristics //International Journal of Applied Ceramic Technology. – 2025. – С. e15083.

2. Sánchez-Marañón M. et al. Identification of iron in Earth analogues of Martian phyllosilicates using visible reflectance spectroscopy: Spectral derivatives and color parameters //Applied Clay Science. – 2018. – Т. 165. – С. 264-276.

3. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2016619312 Российская Федерация. Программа для расчета цветовых параметров L, a, b и L, u, v по оптическим изображениям керамических материалов : № 2016617020 : заявл. 01.07.2016 : опубл. 17.08.2016 / А. Г. Четверикова, О. Г. Каныгина, Л. В. Межуева; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Оренбургский государственный университет». – EDN MKMDHD.

4. Influence of iron-containing pigments the color of soils on alluvium of the Middle Kama plain / Yu. N. Vodyanitskii, A. A. Vasil'ev, A. V. Kozheva [et al.] // Eurasian Soil Science. – 2007. – Vol. 40, No. 3. – P. 289-301. – DOI 10.1134/S1064229307030076.

5. Vodyanitskii, Y. N. Application of the CIE-L*a*b* system to characterize soil color / Y. N. Vodyanitskii, N. P. Kirillova // Eurasian Soil Science. – 2016. – Vol. 49, No. 11. – P. 1259-1268. – DOI 10.1134/S1064229316110107. – EDN YVLCXN.

6. Четверикова, А. Г. Структурные трансформации природных полиминеральных комплексов в керамические материалы : автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора физико-математических наук / Четверикова Анна Геннадьевна. – Тверь, 2024. – 42 с. – EDN ALIEQC.

# ВЛИЯНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНОЙ АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ

**Карасев В.С., Коджаспиров Г.Е.**
*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 195251, Санкт-Петербург, ул. Политехническая 29,*
*email: karasev_vs@spbstu.ru*

Двухфазные коррозионностойкие аустенитно-ферритные стали (ДС) сочетают в себе высокий уровень механических свойств и повышенную коррозионную стойкость по сравнению с нержавеющими сталями ферритного и аустенитного классов. В последние годы активно развиваются работы по модифицированию таких сталей при помощи редкоземельных металлов (РЗМ), что позволяет значительно улучшить их структуру и, соответственно, эксплуатационные свойства. Поскольку большая часть номенклатуры изделий нефтегазового сортамента изготавливается с использованием горячей прокатки исследование влияния РЗМ на эволюцию структуры ДС и изменение таких характеристик эксплуатационных свойств как механические свойства и коррозионная стойкость в результате пластического формоизменения является актуальной как фундаментальной, так и прикладной задачей.

В настоящей работе рассмотрены некоторые вопросы влияния горячей прокатки в режиме высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) с использованием разных режимов накопления деформации – однократного и дробного (за несколько проходов) на микроструктуру, механические свойства и коррозионную стойкость двухфазной аустенитно-ферритной стали, модифицированной РЗМ.

В работе исследовали двухфазную аустенитно-ферритную сталь типа S32750, полученную в открытой индукционной печи емкостью 20 кг. Сталь исследовали после обычной термической обработки (ОТО) – нагрев до температуры 1100 °С, изотермическая выдержка до получения необходимого фазового соотношения с последующим быстрым охлаждением в воде и после ВТМО с температурой деформации 1100 °С и быстрым охлаждением в воде непосредственно после деформации. Для оценки влияния дробности деформации образцы деформировали в 1 и 3 прохода. Суммарная степень деформации составляла 45 %.

Установлено, что вне зависимости от содержания РЗМ в диапазоне 0,02 – 0,08% доля аустенита в стали после ВТМО увеличивается по сравнению с литым состоянием после ОТО. В литом состоянии после ОТО влияние РЗМ на долю видманштеттового аустенита отсутствует, при этом присадка в количестве 0,05 масс. % РЗМ способствует уменьшению доли аустенита видманштеттовой морфологии после ВТМО. Наибольший эффект измельчения структуры наблюдается в стали, содержащей 0,05 масс. % РЗМ, и претерпевшей ВТМО с деформацией за 3 прохода.

Результаты исследования влияния РЗМ и режима обработки на механические свойства и коррозионную стойкость показали, что в литом состоянии после ОТО обработки наибольший эффект повышения механических свойств и коррозионной стойкости достигается при вводе 0,05 масс. % РЗМ. ВТМО с деформацией за 3 прохода для всех исследуемых вариантов содержания РЗМ сопровождается повышением прочностных характеристик при незначительном снижении коррозионной стойкости, оцениваемой по величине базиса питтингостойкости.

# ПРЕСС-ФОРМА ДЛЯ РАБОТЫ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

**Антанович А.А.[1], Строгонов Д.А.[1,2]**
*[1]ФГБУН институт физики высоких давлений Российской Академии наук, Москва, Троицк, Россия*
*[2]АО НИИ конструкционных материалов на основе графита, Москва, Россия*
*antanov@hppi.troitsk.ru*

Процессы жидкофазного спекания, пропитки пористых материалов жидкими веществами, холодного и горячего гидростатического прессования можно проводить с использованием достаточно простых пресс-форм (устройств высокого давления типа цилиндр-поршень) с соответствующими уплотнениями пуансонов. В этих случаях возникает проблема нагрева матрицы пресс-формы до требуемой температуры.

Для пропитки графита жидкими металлами была изготовлена пресс-форма, схема которой приведена на рис.1.

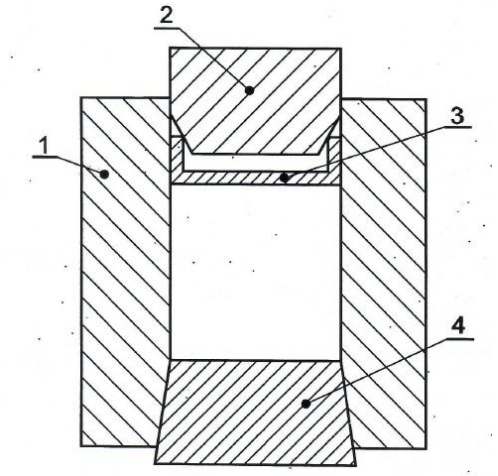


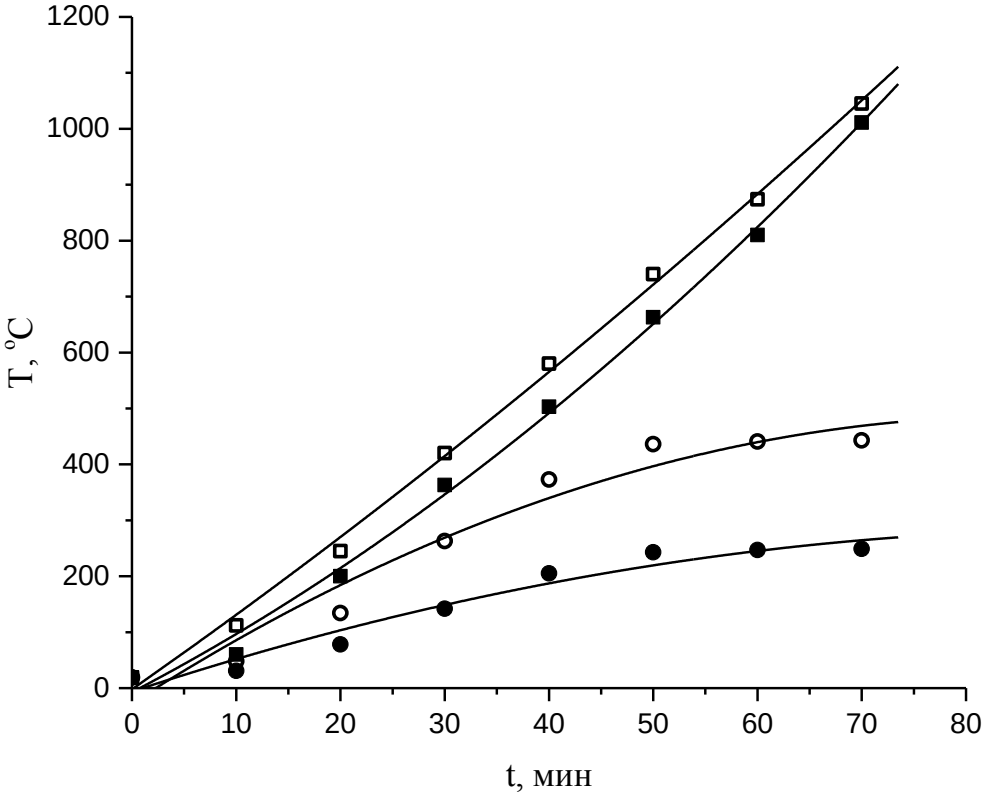

**Рисунок 1 – Пресс-форма цилиндр-поршень**
**1 – матрица, 2 – пуансон, 3 – уплотнение пуансона, 4 – нижнее уплотнение**

Наружный диаметр матрицы 60 мм, внутренний диаметр 30 мм, высота 60 мм. Использование внешнего нагрева с помощью стандартного хомутового керамического нагревателя при его рабочей температуре 500℃ оказалось недостаточно эффективным из-за его невысокой удельной мощности (8 Вт/см$^2$) и тепловых потерь в окружающую среду. В результате нам не удалось поднять температуру заготовки в матрице выше 250℃, что позволило провести пропитку графита только индием с температурой плавления 156℃ при давлении 100 МПа. Дальнейшее увеличение давления при высокой температуре становится небезопасным из-за снижения прочности силового цилиндра.

Пропитку графита свинцом (температура плавления 327℃) и алюминием Д16 (температура плавления 650℃) мы проводили в аппарате высокого давления (АВД) типа цилиндр-поршень, в котором цилиндр набран из отдельных колец, а средой, передающей давление, является обычный песок [1]. Внутренний диаметр АВД 150 мм. При этом заготовка графита и матричный металл располагались в герметичном тонкостенном стальном контейнере, окруженном нагревателем из тонкостенной аустенитной нержавеющей стали толщиной 0.1 мм. К недостаткам такого способа проведения пропитки можно отнести проблемы герметизации тонкостенного контейнера, а также одноразовость его применения.

В связи с этим мы решили попробовать заменить одноразовый тонкостенный контейнер описанной выше пресс-формой, а в качестве материала для нагрева поверхности матрицы использовать нихромовую ленту толщиной 0.1 мм. Между поверхностями нагревателя и матрицы проложили слой кремнеземной ткани для электроизоляции. Передающий давление в АВД песок имеет низкую теплопроводнось, что снижает тепловые потери нагревателя. Кроме того, боковое давление песка на

матрицу пресс-формы, составляющее около 0.5 осевого давления на пуансон, оказывает существенное противодавление на материал матрицы. На рис. 2 приведены графики изменения температур на поверхности и внутри матрицы от времени нагрева для случаев хомутового нагревателя и нагрева в АВД. При этом максимальная мощность хомутового нагревателя не превышала 600 Вт, а для нагрева до максимальной температуры в АВД потребовалась мощность около 3000 Вт.




□ – температура нагревателя в АВД
■ – температура в центре пресс-формы в АВД
○ – температура хомутового нагревателя
● – температура в центре пресс-формы с хомутовым нагревателем

**Рисунок 2 – Динамика нагрева поверхности и центра пресс-формы**

Из рисунка видно, что температуры при использовании хомутового нагревателя выходят на плато из-за ограничения мощности нагревателя. При нагреве пресс-формы в АВД, наоборот, температуры растут квадратично от времени нагрева, по-видимому, из-за опережающего увеличения мощности нагрева.

С использованием пресс-формы в АВД нам удалось провести пропитки графита свинцом и алюминием при давлениях до 200 МПа.

ЛИТЕРАТУРА

1. A.A. Antanovich. Impregnation of Graphite with Aluminum under High Pressure. Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron techniques, 2024, No. 3, pp. 620-622.DOI:10.1134/S1027451024700204

# ПРОСТОЕ УПЛОТНЕНИЕ ПОДВИЖНОГО ПОРШНЯ В УСТРОЙСТВАХ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

**Антанович А.А.**
*ФГБУН институт физики высоких давлений Российской Академии наук, Москва, Троицк, Россия*

Для создания высокого гидростатического давления обычно используют устройства цилиндр-поршень, в которых для уплотнения подвижного поршня применяют различные приемы и приспособления. Как правило, уплотнение поршня осуществляется за счет деформации уплотняющего элемента под действием приложенного давления, при этом деформация уплотняющего элемента достигается за счет воздействия на него других частей поршня, выполненных из материала с более высоким модулем упругости и с более высоким сопротивлением деформации, чем у материала уплотняющего элемента. Обычно уплотняющие элементы изготавливаются в виде шайб или колец, сопряженных с элементами поршня. При этом перед началом работы уплотняющий элемент подвергают начальной деформации, обеспечивающей герметизацию цилиндра.

В своих работах по пропитке графита жидкими металлами в стандартной пресс-форме мы применили более простое уплотнение подвижного поршня, схема которого приведена на рис.1.

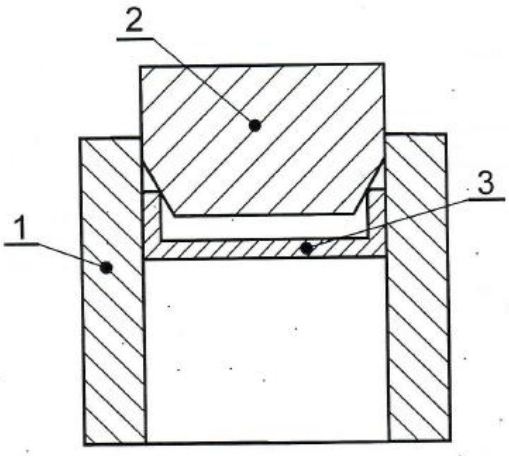



**Рисунок 1 – Пресс-форма цилиндр-поршень:**
**1 - цилиндр 2 – поршень 3 – уплотняющий элемент**

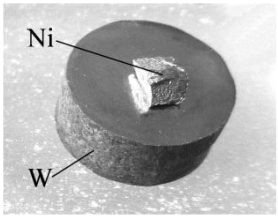
Поршень 2 имеет цилиндрическую часть, обеспечивающую его скользящую посадку в матрицу 1, и коническую часть (конус вниз) с углом конусности 6-8º. Своей конусной частью поршень входит в уплотняющий элемент 3, выполненный в форме невысокого плоского стакана из более мягкого материала, чем материалы поршня и матрицы, например, из меди. Уплотняющий элемент может входить в матрицу как по скользящей посадке, так и с зазором порядка 0.1 мм. Размеры поршня и уплотняющего элемента выбирают в зависимости от диаметра цилиндра. Зазор между нижней торцевой поверхностью поршня и дном стакана позволяет неоднократно использовать уплотняющий элемент вплоть до исчезновения этого зазора.

Перед первым использованием уплотняющего элемента его предварительно деформируют для обеспечения начальной герметизации цилиндра. Предварительную деформацию проводят с использованием поршня и специального технологического упора под действием гидравлического пресса.

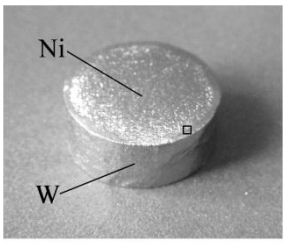
# СМАЧИВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ВОЛЬФРАМА РАСПЛАВОМ НИКЕЛЯ

**Слижевская Я.Ю., Кийко В.М., Страумал Б.Б.**
*Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна*
*Российской академии наук, г. Черноголовка, Россия*
*kiiko@issp.ac.ru*

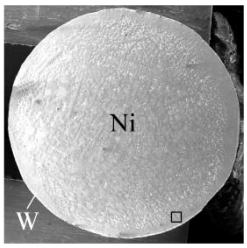
Результаты по изучению тонкого слоя никеля-на-вольфраме, в частности, возникающего при получении покрытий, представлены в настоящей работе. Этот слой получен при плавлении брусочка никеля на поверхности вольфрама (рисунки 1а, 1б и 1в). По периферии расплавленного никеля он наиболее тонок и переходит в практически чистый вольфрам (рисунки 1г, 1д и 1е). Образец получен в вакууме при температуре 1550 °С в течение 1 часа.



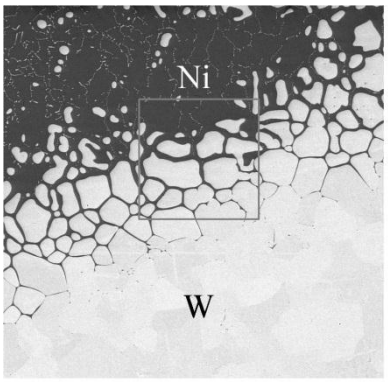

а



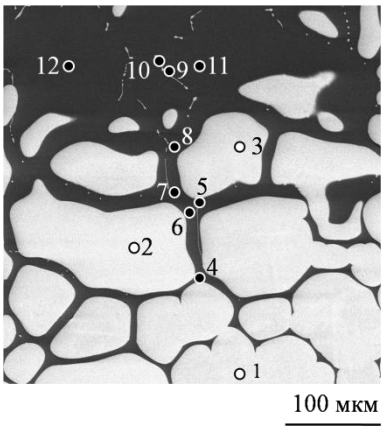

б




в




г




д

| № | W/Ni %/% | № | W/Ni %/% |
|---|---|---|---|
| 1 | 99/1 | 7 | 23/77 |
| 2 | 100/0 | 8 | 18/82 |
| 3 | 100/0 | 9 | 85/15 |
| 4 | 18/82 | 10 | 85/17 |
| 5 | 17/83 | 11 | 17/83 |
| 6 | 17/83 | 12 | 18/82 |

е

**Рисунок 1 – а – заготовка образца; б – общий вид образца, рамкой выделен участок, показанный на рисунке 1г; в – вид образца сверху, рамкой выделен участок, показанный на рисунке 1г; г – участок поверхности по границе никель-вольфрам, рамкой выделен участок, показанный на рисунке 1д; д – участок поверхности, выделенный рамкой на рисунке 1г, с «точками» рентгеноспектрального микроанализа 1 – 12; е – таблица с результатами микроанализа**

На основе результатов рентгеноспектрального микроанализа, проведенного в 12 «точках» с характерными физическими размерами ~ 5мкм (рисунок 1д), определен элементный состав в соответствующих областях (рисунок 1е). Данные свидетельствуют о наличии практически чистого вольфрама в «точках» 1–3, W/Ni состав в точках 4 – 6, 11, 12 близок к химическому соединению $Ni_4W$, в остальных «точках» – твердые растворы.

# К ВОПРОСУ ФОРМИРОВАНИЯ ПРОМЕЖУТОЧНОГО СЛОЯ ПРИ НАНЕСЕНИИ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ

**Орда Д.В.[1], Сосновский И.А.[1], Курилёнок А.А.[1], Комаров А.И.[1], Бахур Н.В.[2], Харкевич А.В.[2]**

*[1]Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, Dmitry_orda@mail.ru;*

*[2]ЭРУП «Центр механизации путевых работ Белорусской железной дороги», г. Пинск, Беларусь*

Антифрикционные сплавы и композиции [1, 2], используемые в современных узлах трения, должны обладать такими свойствами как: малым износом детали и контртела; низким коэффициентом трения; хорошей и быстрой прирабатываемостью; способностью противостоять задирам и схватыванию; высокими физико-механическими свойствами при рабочих температурах и т.п. Нанесение бронзовых покрытий на стальные поверхности является примером использования антифрикционных сплавов и композиций. Имея близкие физико-химические свойства, параметры коэффициента линейного термического расширения, а также наличие областей взаимного растворения основных элементов, в процессе наплавки формируется высокий уровень адгезионных свойств покрытия из медного сплава и стальной основы.

Обладая высокими показателями прочности, нагрузочной способности, и триботехническими характеристиками, изделия с покрытиями из бронз имеют высокую стоимость, что сужает область их применения в узлах трения работающих при средних и малых нагрузках, но требующих высокий уровень надежности. При этом в большинстве антифрикционных материалов на основе меди, используются свинец или олово, что значительно увеличивает экономические затраты [3].

Альтернативой сплавам на медной основе выступают алюминиевые и цинковые сплавы, которые имеют широкое распространение в машиностроении и низкую стоимость, а также малую плотность, высокую технологичность и коррозионную стойкость, что обеспечивает снижение общей массы конструкции и облегчает их применение на производстве [4].

В настоящее время наиболее перспективным вариантом по замене дорогостоящих и остродефицитных сплавов на медной основе, для промышленности Беларуси, являются алюминиево-кремниевые сплавы (силумины) с содержанием кремния 12% и более, которые помимо малой плотность и невысокой стоимости имеют низкую температуру плавления и высокие литейные свойства. Также широкое применение в качестве антифрикционных материалов находят цинк-алюминиевые сплавы, в которых высокий уровень триботехнических свойств обеспечивается легированием и термической обработкой. Однако, основная проблема, возникающая при нанесении покрытий на стальные поверхности, это низкий уровень адгезионной прочности между материалами, что связано с их различными теплофизическими свойствами, наличием окисных пленок, а также диффузионными процессами, протекающими на границе контакта. Следует отметить, что данная проблема является актуальной для многих технологических процессов при нанесении покрытий из алюминиевых сплавов на стальные поверхности [5].

**Рисунок 1 – Структура наплавленного покрытия из сплава АК12 с подслоем из свинца**

Один из способов решения этой проблемы заключается в формировании между покрытием из алюминиевого сплава и стальной подложкой подслоя из материала, который будет обладать высоким уровнем адгезионной прочности и с материалом покрытия, и с материалом подложки. Широко известны технологии изготовления биметаллической ленты с подслоем из технически чистого алюминия, цинкового покрытия или нанесения антифрикционного алюминиевого покрытия на медный подслой [5, 6]. Недостатком данной технологии является невозможность изготовления бесшовных изделий. При этом, данный технологический прием не возможен при изготовлении деталей центробежной индукционной наплавкой за один технологический цикл.

В Объединенном институте машиностроения Национальной академии наук Беларуси проводятся работы по разработке новых материалов, способов и устройств для нанесения покрытий на основе алюминиевых и цинк-алюминиевых сплавов методом центробежно-индукционной наплавки на внутреннюю поверхность детали, при этом обеспечивается формирование подслоя из более плотного материала, чем у сплава покрытия, что позволяет получать деталь с покрытием за один технологический прием.

В качестве материала для наплавки покрытия использовался алюминиево-кремниевый сплав АК12 (ГОСТ 1583-93) в виде проволочной нарезки диаметром 1,5 мм и длиной не более 10 мм, поскольку он имеет повышенный уровень литейных и механических свойств, а также обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью при температурах до 200 °С.

Высокий процент кремния (10–13 масс. %) в сплаве обеспечивает хорошую жидкотекучесть и литейные свойства (дает малую усадку и практически не образует трещин), позволяя понижать температуру литья, а также делает сплав АК12 более теплоустойчивым и износостойким, по сравнению с бронзой. При этом за счет малого интервала кристаллизации, отливки из сплава АК12 обладают небольшой пористостью.

Для обеспечения адгезионной прочности покрытия из алюминиевого сплава АК12 со стальной основой в состав шихты вводился порошок свинца ПС1 ГОСТ 16138-78 с размером сферических частиц в диапазоне 315–630 мкм. Количество материала рассчитывается из объема расплава необходимого для получения покрытия из алюминиевого сплава АК12 толщиной 5–6 мм и свинцового ПС1 подслоя 0,5–2,5 мм. Выбор свинцового сплава в качестве подслоя был сделан с учетом низкой взаимной растворимости свинца, алюминия и железа. При этом свинец и его сплавы обладают более высокой плотностью (11,3 г/см$^3$) и меньшей температурой плавления (327 °С) в сравнении с наплавляемым алюминиевым сплавом (2,7 г/см$^3$, 578 °С).

В качестве флюса, вводимого в композицию на основе алюминиевого сплава, использовали состав: 50% NaCl+30% NaF+10% KCl+10% $Na_3AlF_6$.

Структура наплавленного покрытия представлена на рисунке 1. Расчетным путем установлено и экспериментально подтверждено, что максимальная прочность сцепления покрытия из

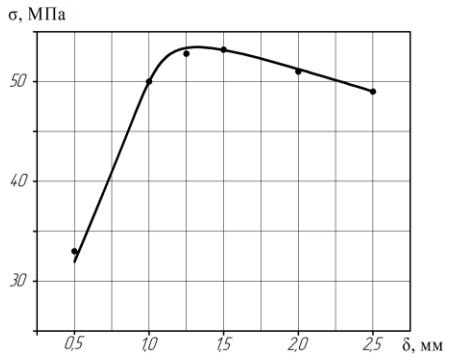



**Рисунок 2 – Зависимость прочности сцепления покрытия из алюминиевого сплава АК12 от толщины свинцового слоя ПС1**

алюминиевого сплава АК12 со стальной основой достигается при толщине свинцовистого слоя 1–1,5 мм на сторону (рисунок 2). При толщине подслоя свинца менее 1,0 мм наблюдается нарушение сплошности подслоя, ввиду наложения неравномерности вращения (биения) и большой разницы в коэффициентах термического линейного расширения, что приводит к интенсивному снижению прочности сцепления. Тогда как при формировании подслоя толщиной более 2,0 мм механизм разрушения протекает с учетом деформации свинцового подслоя, что приводит к снижению прочности сцепления. Аналогичная тенденция была зафиксирована при разработке способа центробежно-индукционной наплавки покрытий на основе цинк-алюминиевых сплавов, обладающих антифрикционными свойствами при нагрузках до 25 МПа и скоростях скольжения до 15 м/с. Внедрение таких материалов и технологических приемов позволяет значительно сократить энергетические затраты, повысить производительность и качество деталей. К которым относятся подшипники скольжения различного типоразмера, гильзовые втулки, вкладыши, червячные колеса, грузовые и ходовые гайки станочного оборудования, ступицы, зубчатые колеса и др.

Проведенные исследования легли в основу разработки технологического процесса нанесения антифрикционных (функциональных) покрытий на втулки подъемно-рихтовочного устройства выправочно-подбивочно-рихтовочной машины ВПР-09 взамен цельнобронзового исполнения на ЭРУП «Центр механизации путевых работ Белорусской железной дороги» г. Пинск, РБ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения: монография / Н.А. Белов, Е.И. Гершман, И.Г. Горячева [и др.]; под ред. А.Е. Миронова, Н.А. Белова, О.О. Столяровой. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2016. – 222 с.

2. Подшипники из алюминиевых сплавов / Н.А. Буше, А.С. Гуляев, В.А. Двоскина, К.М. Раков.– М.: Транспорт, 1974. – 256 с.

3. Совершенствование материалов для подшипников скольжения двигателей внутреннего сгорания (обзор) / Н.П. Бурковская, Н.В. Севостьянов, Т.А. Болсуновская [и др.] // Труды Всероссийского научно-исследовательского института авиационных материалов. – 2020. – № 1(85) – С. 78–91.

4. Савицкий, А.П. Подшипники скольжения на основе алюминия / А.П. Савицкий, М.И. Вагнер, S. Shin, Y. Jo // Известия Томского политехнического университета. – 2008. – Т.313, №3, – С. 78–82.

5. Ковалев, В.В. Особенности получения сталеалюминиевых соединений методами сварки плавлением / В.В. Ковалев, Р.С. Михеев, Н.В. Коберник // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия: Машиностроение. – 2016. – №4 (109). – С. 93–112.

6. Миронов, А.Е. Разработка новых марок литейных алюминиевых антифрикционных сплавов для замены бронз в узлах трения / А.Е. Миронов, Е.Г. Котова (Карачарова) // Известия Самарского научного центра РАН. – 2011. – №4–3. – С. 1136–1140.

7. Способ нанесения двухслойного покрытия на внутреннюю поверхность детали: пат. BY №23365 / М.А. Белоцерковский, А.И. Комаров, И.А. Сосновский, Д.В. Орда, А.А. Куриленок, Д.О. Искандарова. – Опубл. 30.04.2021г.

# ОБ ОЦЕНКЕ РАЗНОЗЕРНИСТОСТИ ОДНОФАЗНОГО СПЛАВА Fe-C-B

**Титова Ю.Е.**
*ТулГУ, г. Тула, Россия*
*e-mail: fmm@tsu.tula.ru*

В процессе производства металлических изделий получение однородной структуры является сложной технологической задачей [1]. В металлургической промышленности невозможно полноценно анализировать параметры качества стали без обширной оценки разнозернистости ее структуры, поэтому разработка более совершенных объективных методов оценки и анализа величины зерна и разнозернистости остается сложнейшей задачей количественной металлографии [2, 3].

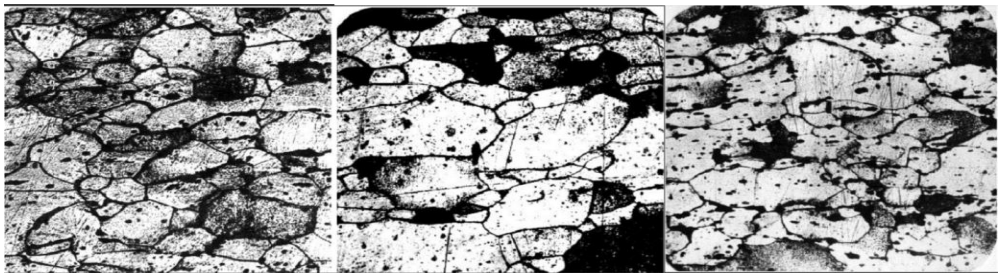
Наиболее распространенными методами оценки величины зерна в международной практике являются стандарт ASTM E 112, а также ГОСТ 5639.

Стандарты построены на принципах оценки элементов структуры на плоском срезе методом применения ступенчатых шкал и эталонов (фотообразцов) [4] .

Более корректной оценкой разнозернистости является построение кривой распределения зерен по размерам и определение ее числовых характеристик.

В 2017 году был опубликован патент «Способ количественной оценки неоднородности зеренной структуры листовых металлических материалов, (авторы - Е.А. Носова, Н.В. Луконина, М.И. Храмова, патентообладатель – ФГАОУВО «Самарский НИУ им. Ак. С.П. Королева ) [5]. Технический результат предлагаемого изобретения заключается в получении однозначного критерия $\beta$ для оценки неоднородности зеренной структуры. Коэффициент неоднородности рассчитывают как отношение ширины графика вероятности распределения величины зерна на полувысоте к наиболее вероятному размеру зерна, умноженному на максимальную вероятность величины зерна. При этом достигается отсутствие размерности у коэффициента неоднородности и однозначность оценки однородности зеренной структуры. При равной вероятности всех значений величины зерна будет наблюдаться максимальная разнозернистость, то есть неоднородность величины зерна. В этом случае коэффициент $\beta$ стремится к бесконечности. Если разнозернистость минимальна или отсутствует, то есть зеренная структура имеет высокую степень однородности, то график плотности вероятности вырождается в вертикальную линию при определенном значении размера зерна. Тогда коэффициент неоднородности $\beta$ стремится к нулю. Таким образом, чем выше значение коэффициента неоднородности, тем больше степень неоднородности зеренной структуры. Количественный показатель $\beta$ удобно использовать, например, при выявлении наиболее благоприятных режимов деформационной и термической обработки листовых заготовок, который позволит получить наиболее однородную зеренную структуру.

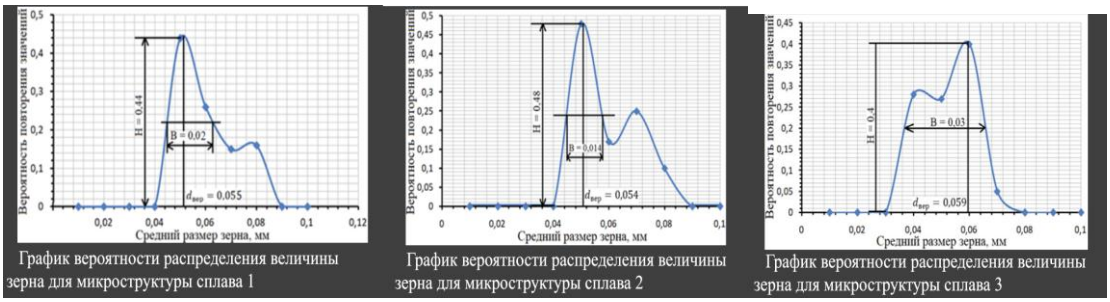
С помощью описываемого способа была проведена оценка степени разнозернистости образцов сплава Fe-C-B (0,03 % C, 0,0010 % B), фотографии микроструктур которого после разных режимов деформационно-термической обработки представлены на рисунке 1.



**а** **б** **в**

**Рисунок 1 – Микроструктуры сплава Fe-C-B после холодного волочения со степенью деформации 43 %: а - образец 1( температура отжига 450 $^0$C), б - образец 2 (температура отжига 550 $^0$C) , в - образец 3 (температура отжига 650 $^0$C)**

На рисунке 2 представлен результат применения данного метода.




**а** **б** **в**

**Рисунок 2 – Графики вероятности распределения величины зерна в исследуемых образцах**

Исследования показали, что наименьшим значением *β*, а, следовательно, самой высокой однородностью, обладает образец 2. Результат неплохо согласуется с результатом исследований, проведенных на кафедре ФММ ТулГУ группой под руководством С.И. Архангельского на этих же образцах, но при другом способе оценки разнозернистости [6].

СПИСОК ЦИТИРОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов / И.И. Новиков. – 4-е изд., испр. и доп.; – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.

2. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов: Монография / С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина. – 3-е изд., перераб. и доп.; – М.: МИСИС, 2005. – 432 с.

3. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография: Учебное пособие / С.А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 270 с.

4. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. – Введ. 1983- 01-01. – М.: ИПК Изд-во стандартов, 1983. – 16 с.

5. Носова, Е.А. Способ количественной оценки неоднородности зеренной структуры листовых металлических материалов: пат. 2628815 Российская Федерация / Е.А. Носова, М.И. Храмова, Н.В. Селиверстова. – 2016. – Бюл. №24. – 12 с.

6. Родионова, Ю.Е. Влияние микролегирования на протекание рекристаллизационных процессов в холоднодеформированных малоуглеродистых сталях: Дисс. канд. техн. наук: 05.16.01 / Ю.Е. Родионова – Тула, 1999. – 173 с.

# ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ОДНОФАЗНЫХ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Co-Cr-Ni-Mn-Nb

**Коновалов С.В.[1], Осинцев К.А.[2], Кузнецова В.А.[1], Панова В.С.[1], Панченко И.А.[1]**
[1]*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, konovalov@sibsiu.ru*
[2]*Институт лазерного и оптоэлектронного интеллектуального производства, Университет Вэньчжоу, Вэньчжоу, Китай, kirilloss@yandex.ru*

**Разработка сплавов, выдерживающих нагрузки в условиях экстремальных воздействий**, является одной из ключевых задач современного материаловедения. Основная сложность заключается в достижении оптимального баланса между прочностью и пластичностью в широком температурном диапазоне, поскольку соотношение этих свойств обычно имеет обратную зависимость. Например, объемно-центрированные кубические (ОЦК) сплавы, такие как высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) V20Nb20Mo20Ta20W20 или Nb25Mo25Ta25W25, обладают высоким пределом текучести на сжатие >400-800 МПа при температурах 873-1873 К [1]. Однако они хрупко разрушаются при комнатной температуре (деформация менее 3 %). С другой стороны, гранецентрированные кубические (ГЦК) сплавы, такие как CoCrFeMnNi или NiCoCr, имеют пластичность до 75 % при температуре 77 К [2], но предел текучести 300 МПа при 293 К. Таким образом, для расширения температурного диапазона использования данных сплавов требуется либо повысить прочность ГЦК сплавов, либо увеличить пластичность ОЦК сплавов, либо разработать многофазные композиции с комбинированными свойствами. **Целью исследования** является разработка однофазных твердых растворов на основе ГЦК системы Ni-Co-Cr с добавлением Mn и Nb и изучение их механических свойств в температурном диапазоне от 77 К до 673 К.

Для определения подходящих сплавов были рассчитаны термодинамические параметры 194481 композиций, содержащих Nb, Co, Cr, Mn и Ni в диапазоне концентраций от 2 до 40 ат. % с шагом 2 ат. %. Полученные значения были сопоставлены с известными полуэмпирическими критериями образования однофазных твердых растворов [3]. Точность прогнозирования фазового состава оценена на экспериментальных данных для 23 сплавов, содержащих Nb: $Nb_x(CoCrNiFeMn)_{100-x}$ ($0 \le x \le 16$ ат. %) [4], $Nb_x(CoCrNi)_{100-x}$ ($0 \le x \le 0{,}8$ ат. %) [5], $Nb_x(CoCrFeNi)_{100-x}$ [6,7], (Nb,C)CoCrFeMnNi [4] Nb0.5Fe50Mn30Co10Cr10C0.5 [8] и 3 сплавов без Nb: CoCrMnNi [2], NiCoCr [2] и NiCoCrMnFe [2]. Наибольшую точность прогнозирования фазового состава показали термодинамические критерии $\eta$-$\Delta H^{ic}$ (88 %), $\Lambda$ (73 %), $T/Tm$-$\delta r$-$\Delta H^{m}$ (65 %) и $\delta\chi^{A}$-$\delta r$ (62 %), которые учитывают температуру отжига, энтальпию образования интерметаллических соединений, энтальпию смешения, энтропию смешения, а также разницу в атомных радиусах компонентов сплавов. Таким образом, используемый метод имеет точность не ниже 62 %.

В результате анализа фазового состава была выбрана 31 композиция, в которой при равновесных условиях прогнозируется формирование однофазного твердого раствора, согласно 3-м критериям из 4-х [3]. Критерий $\eta$-$\Delta H^{ic}$ показал, что все 194481 композиции системы Ni-Co-Cr-Mn-Nb будут формировать интерметаллические соединения, поскольку атомный радиус Nb превышает атомные радиусы остальных компонентов в 1,059-1,15 раз, что входит в типичный диапазон для формирования фазы Лавеса. Помимо этого, наименьшей энтальпией смешения среди пар компонентов сплава обладают бинарные соединения Nb-Co (-25 кДж·моль$^{-1}$) и Nb-Ni (-30 кДж·моль$^{-1}$) [9]. В связи с этим, при равновесных условиях кристаллизации именно с этими элементами существует наибольшая вероятность образования упорядоченных фаз.

С помощью теории твердорастворного упрочнения [10] был рассчитан **предел текучести** для каждой композиции (без учета зернограничного упрочнения) в зависимости от температуры. Наибольшие значения предела текучести при T = 293 К наблюдаются у композиций, содержащих 6 ат. % Mn: Co40Cr12Ni40Mn6Nb2 (321 МПа), Co38Cr14Ni40Mn6Nb2 (320 МПа), Co40Cr14Ni38Mn6Nb2 (320 МПа). Это может быть объяснено тем, что Mn имеет больший атомный объем (12,6 Å$^3$), чем Ni (10,81661 Å),

Co (10,8134 Å) и Cr (12,2997 Å) [11]. При снижении температуры до 77 К предел текучести для сплавов увеличивается в среднем на 140 МПа (53 %), по сравнению со значениями при T = 293 К. При увеличении температуры до 673 К, предел текучести имеет максимальное значение 173 МПа для сплава Co40Cr12Ni40Mn6Nb2, что в 3 раза выше, чем экспериментальное значение для CoCrFeMnNi.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-49-00015, https://rscf.ru/project/23-49-00015/.*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Senkov O.N. et al. Mechanical properties of Nb25Mo25Ta25W25 and V20Nb20Mo20Ta20W20 refractory high entropy alloys // Intermetallics. 2011. Vol. 19, № 5. P. 698–706.
2. Wu Z. et al. Temperature dependence of the mechanical properties of equiatomic solid solution alloys with face-centered cubic crystal structures // Acta Materialia. 2014. Vol. 81. P. 428–441.
3. Martin P. et al. HEAPS: A user-friendly tool for the design and exploration of high-entropy alloys based on semi-empirical parameters // Computer Physics Communications. 2022. Vol. 278. P. 108398.
4. Qin G. et al. CoCrFeMnNi high-entropy alloys reinforced with Laves phase by adding Nb and Ti elements // J. Mater. Res. 2019. Vol. 34, № 6. P. 1011–1020.
5. Hong J. et al. Effect of Nb content on the microstructure and mechanical properties of CoCrNiNbx high-entropy alloy // J. Phys.: Conf. Ser. 2024. Vol. 2760, № 1. P. 012010.
6. Průša F. et al. High-strength ultrafine-grained CoCrFeNiNb high-entropy alloy prepared by mechanical alloying: Properties and strengthening mechanism // Journal of Alloys and Compounds. 2020. Vol. 835. P. 155308.
7. He F. et al. Stability of lamellar structures in CoCrFeNiNbx eutectic high entropy alloys at elevated temperatures // Materials & Design. 2016. Vol. 104. P. 259–264.
8. Zhang W. et al. Ultra-strong and ductile precipitation-strengthened high entropy alloy with 0.5 % Nb addition produced by laser additive manufacturing // Journal of Materials Science & Technology. 2024. Vol. 187. P. 195–211.
9. Takeuchi A., Inoue A. Classification of Bulk Metallic Glasses by Atomic Size Difference, Heat of Mixing and Period of Constituent Elements and Its Application to Characterization of the Main Alloying Element // Mater. Trans. 2005. Vol. 46, № 12. P. 2817–2829.
10. Varvenne C., Luque A., Curtin W.A. Theory of strengthening in fcc high entropy alloys // Acta Materialia. 2016. Vol. 118. P. 164–176.
11. Yin B. et al. Yield strength and misfit volumes of NiCoCr and implications for short-range-order // Nat Commun. 2020. Vol. 11, № 1. P. 2507.

# НОВЫЙ ПОДХОД К ВОПРОСУ АКУСТИКО-ЭМИССИОННОГО ИЗМЕРЕНИЯ ИЗНОСА В УЗЛАХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ

**Растегаева И.И., Растегаев И.А., Мерсон Д.Л.**
*Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия*
*E-mail: RastIgAev@yandex.ru*

Многими авторами показано, что одним из дистанционных он-лайн средств измерения износа узла трения может быть метод акустической эмиссии (АЭ). На сегодняшний момент уже предложен ряд способов применения метода АЭ для этой цели. У каждого известного способа есть свои преимущества и недостатки, но общим ограничением известных технических решений является, либо отсутствие процедур разделения регистрируемых АЭ сигналов по физической природе происхождения их источника, либо учет только одного доминирующего или критического источника АЭ. Это не позволяет идентифицировать действующий механизм изнашивания в каждый конкретный момент времени, а значит и учесть инициируемую им скорость повреждения (износа) узла трения, которая, как известно, у разных механизмом изнашивания различна. Также известно, что во время эксплуатации из-за кратковременного действия непредвиденных условий и факторов (пуск-остановка, перегрузка, нарушение условий смазывания или охлаждения, влияние рабочей или окружающей среды, деградация контактных и изолирующих материалов и т.д.) скорость изнашивания пар трения скольжения тоже меняется, что физически обусловлено тем же: одновременным действием нескольких механизмов изнашивания, формируемых внешними условиями. По гипотезе настоящей работы решить обозначенные проблемы и повысить точность измерения износа АЭ методом может: (i) введение перед этапом АЭ оценки износа дополнительной процедуры распознавания типов/видов источников АЭ, (ii) учёт при оценке износа вклада каждого типа/вида источников АЭ. Для апробации обозначенной гипотезы был разработан новый подход АЭ измерения износа в узлах трения скольжения, основанный на кластерном анализе акустических сигналов.

Для снижения вероятности потери и искажения диагностической информации предлагаемый подход базируется на беспороговом широкополосном способе регистрации АЭ сигналов, поэтому на первом этапе его реализации проводится разделение стрим-записи на кадры (фреймы) фиксированной длины. Далее для каждого кадра методом Уэлча рассчитываются кривые спектральной плотности мощности (СПМ). После расчета СПМ проводится процедура повышения отношения сигнал/шум посредством вычитания из СПМ сигналов СПМ шума работы машины трения, который предварительно записывается при минимальной нагрузке на узел трения и нормальном режиме смазывания. Затем рассчитываются необходимые оценочные параметры АЭ $\{П_1, П_2 \dots П_N\}$ в амплитудной (по кадрам АЭ) и спектральной (по СПМ) областях, которые имеют максимальную чувствительность к одному или нескольким механизмам изнашивания согласно предварительным исследованиям проводимым по ранее разработанной в работе [1] процедуре. Далее в многопараметрическом поле АЭ параметров $\{П_1, П_2 \dots П_N\}$ проводится кластеризация данных с целью идентификации основных источников АЭ (механизмов изнашивания) по одному из трех апробированных в [2] алгоритмов кластеризации. Алгоритм кластеризации из [2] подбирается по условию обеспечения либо максимальной скорости вычисления, либо точности идентификации диагностических АЭ признаков. После разделения АЭ сигналов по типу источника массовый износ в узле трения ($m$) скольжения предлагается рассчитывать по универсальной формуле (1), где: $G_0$ – поправка, учитывающая начальный износ; коэффициенты $k, p, \dots h$ и степени $x, y, \dots z$ – параметры, характеризующие интенсивность генерации АЭ при действии определенного механизма повреждения поверхностей узла трения (I, II … n); $G_I, G_{II}, G_{III} \dots Gn$ – значение диагностического признака из массива $\{П_1, П_2 \dots П_N\}$ в момент времени $t$, соответственно, для $I, II \dots n$-ого кластера (механизма повреждения или условия изнашивания). Выбор диагностического признака $G$ из массива $\{П_1, П_2 \dots П_N\}$, а также получение значений коэффициентов: $G_0$, $k, p, \dots h$, а также

степени *x, y, … z* выполняется в предварительных экспериментах по [1] и должны удовлетворять условию обеспечения максимальной корреляции между кривыми *И(t)* и *m(t)* по (1), где: *И(t)* – износ, измеряемый стандартными средствами обеспечения трибологических испытаний (микрометрия, датчики перемещения и т.д.).

$$m = G_0 + k \cdot \sum_{t_i}^{t_i+\Delta t} G_{(I)}^{x} + p \cdot \sum_{t_i}^{t_i+\Delta t} G_{(II)}^{x} + \ldots + h \cdot \sum_{t_i}^{t_i+\Delta t} G_{(n)}^{z} \qquad (1)$$

Универсальность формулы (1) определяется тем, что она позволяет учесть, как линейный износ при степени *x, y, …* или $z = 1$, так и разные виды нелинейного износа $x\ldots z < 1$ или $x\ldots z > 1$. Кроме этого, в формуле (1) по каждому механизму изнашивания (*I, II … n*) могут применяться разные параметры из массива $\{П_1, П_2 \ldots П_N\}$, например, $G_I = П_1$, $G_{II} = П_4$ и т.д., что в большей степени может позволить обеспечить корреляцию между кривыми *И(t)* и *m(t).* Также видно, что формула (1) позволяет проводить отслеживание динамики изменения скорости износа по времени наблюдения *t*, т.е. мониторинг. При этом в режиме мониторинга может быть организовано отслеживание вклада одного или нескольких определенных механизмов повреждения для чего достаточно организовать отдельный параллельный расчет и визуализацию результата соответствующего слагаемого (1).

Предложенный способ прошел апробацию на данных трибологических испытаний по ГОСТ 9490 и ASTM G99, где подтвердил свою работоспособность. Результаты апробации предлагаемого подхода являются предметом настоящего доклада, а итог кратко сведен в таблицу 1.

**Таблица 1 – Степень подобия форм кривых изнашивания, полученных способом *И(t)₁, И(t)₂ и m(t)* по квадрату корреляции Пирсона ($r^2$)**

| Корреляция способов измерения износа, % | $И(t)_1$ | $И(t)_2$ | $m(t)$ |
|---|---|---|---|
| $И(t)_1$ | 100 | 72±24 | 64±29 |
| $И(t)_2$ | 72±24 | 100 | 96±2 |
| $m(t)$ | 64±29 | 96±2 | 100 |
| $И(t)_1$ - измерением интегрального износа в паре трения датчиком LVDT-типа, $И(t)_2$ – метод микрометрии при периодическом измерении износа по [1], $m(t)$ - предлагаемый АЭ способ по формуле (1) | | | |

СПИСОК ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Technique for the Determination of the Critical Points under Acoustic Emission Tribological Tests / I.A. Rastegaev, D.L. Merson, A.Yu. Vinogradov, A.V. Danyuk // Inorganic Materials, 2017, 53(15), 1506-1512. DOI: 10.1134/S0020168517150146.

2. A Time-Frequency based Approach for AE Assessment of Sliding Wear / I.A. Rastegaev, D.L. Merson, I.I. Rastegaeva, A.Yu. Vinogradov // Lubricants, 2020, 8(5), 52. DOI:10.3390/lubricants8050052.

# МЕХАНО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ТЕТРАГОНАЛЬНО-МОНОКЛИННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ $ZrO_2$

**Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Васюков В.М., Овчинников П.Н., Желтов М.А., Денисов А.А, Ланюгов Н.А.**
*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия*
E-mail: aadmitr@yandex.ru

Циркониевая керамика, стабилизированная в тетрагональной фазе, и композиты на ее основе имеют широчайшую область практических приложений от термобарьерных покрытий до твердотопливных элементов и от имплантатов до хирургических инструментов. Такое разнообразие применений обусловлено сочетанием уникальных механических свойств с термической и химической стойкостью, а также биоинертностью. Разработка составов (введение специальных добавок) и дизайн микро-(нано-)структуры обеспечили композиционной керамике на основе диоксида циркония способность к пластической деформации (трансформационно-индуцированной пластичности - TRIP) при комнатной температуре [1-3]. Механизм влияния специальных добавок на микро-(нано-)структурные особенности и механо-индуцированную тетрагонально-моноклинную трансформируемость $ZrO_2$, обеспечивающую TRIP, остается до конца не выясненным. Тем не менее, уже сейчас вполне очевидны перспективы использования композиционных циркониевых керамик, обладающих улучшенным соотношением механических свойств в сочетании со способностью к пластической деформации, для изготовления изделий, подверженных регулярным механическим нагрузкам, в том числе, стоматологических протезов. В связи с этим, цель работы заключалась в установлении взаимосвязей между механо-индуцированной трансформируемостью тетрагональной фазы *t*-$ZrO_2$, прочностными свойствами (предел прочности на сжатие $\sigma_c$) и стойкостью к трещинообразованию (вязкость разрушения $K_C$) наноструктурированных кремнийсодержащих циркониевых керамик, упрочненных оксидом алюминия (ATZS керамик).

Составы и методика изготовления наноструктурированных циркониевых керамик (стабилизированных оксидом кальция), упрочненных оксидом алюминия с добавлением диоксида кремния (ATZS керамик) детально описаны в [2,3]. Для сравнения структуры, фазового состава и механических свойств (диагностируемых в идентичных условиях) разрабатываемых ATZS керамик и керамик, используемых для изготовления зубных коронок, была исследована керамика Aidite AiZir (Китай).

В работе проведены (в идентичных условиях) комплексные исследования структуры, фазового состава и механических свойств циркониевых керамик, упрочненных оксидом алюминия, содержащих и не содержащих диоксид кремния (ATZ и ATZS), а также керамики торговой марки Aidite AiZir, используемой в ряде отечественных стоматологических клиник для изготовления зубных коронок.

Показано, что в отличие от керамик Aidite AiZir, ATZ, а также ATZS1 (содержащей $SiO_2$ в концентрации 1 мол.%), деформируемых упруго (в условиях одноосного сжатия при комнатной температуре) до хрупкого разрушения, керамики ATZS2 … ATZS5 (содержащие $SiO_2$ в концентрации от 2 мол.% до 5 мол.% соответственно) обладают трансформационно-индуцированной пластичностью. Установлено, что для керамик ATZS2 … ATZS5 характерна обратная пропорциональность между пределом прочности на сжатие и вязкостью разрушения, противоречащая соотношению Гриффитса [4]. То есть прочность таких керамик лимитируется тетрагонально-моноклинными фазовыми превращениями $ZrO_2$ и прямо пропорциональна критическим напряжениям их вызывающим ($\sigma_C \sim \sigma_{t\text{-}m}$). Таким образом, повышение предела прочности на сжатие $\sigma_C$ в интервале концентраций диоксида кремния $0 \le C_{SiO2} < 2$ мол.% следует связывать с увеличением вязкости разрушения $K_C$. Уменьшение значений $\sigma_C$ в интервале $2 \le C_{SiO2} \le 5$ мол.% - вызвано уменьшением критических напряжений $\sigma_{t\text{-}m}$.

Показано, что разработанные ATZS керамики, содержащие 2 мол.%, или 3 мол.% диоксида кремния, превосходят Aidite AiZir керамику по вязкости разрушения на 130 %, по пределу прочности на сжатие на 10 % и 4 % соответственно, уступая по твердости на 14 % и 13 % соответственно (Рис. 1).

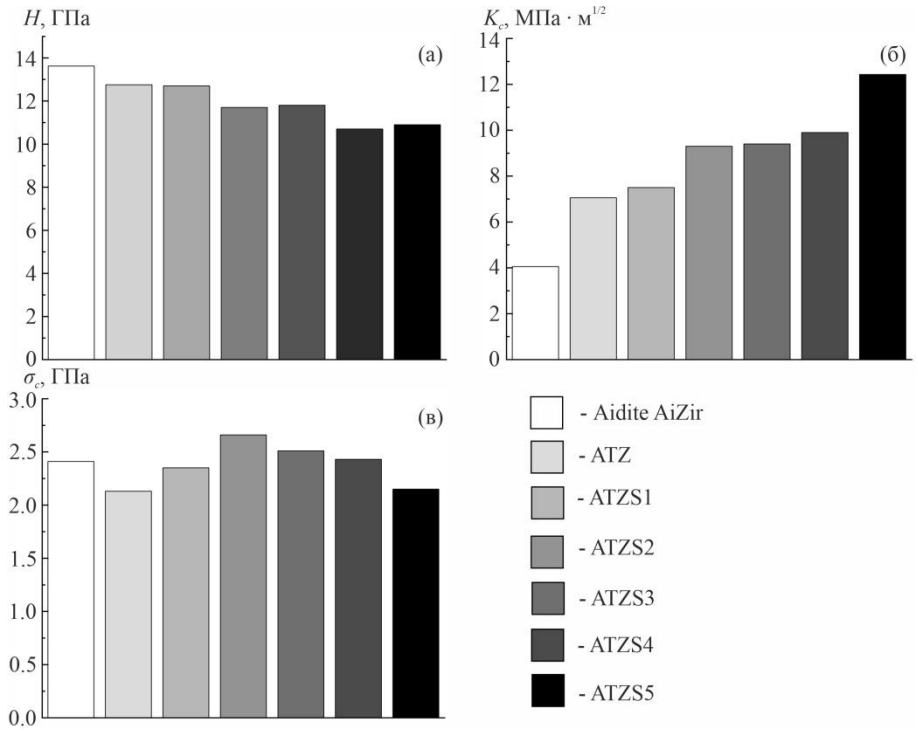



**Рисунок 1 – Распределения твердости *H* (а), вязкости разрушения $K_C$ (б) и предела прочности на сжатие $\sigma_C$ (в) для различных составов керамик: Aidite AiZir, ATZ и ATZS1 … ATZS5.**

Высокие показатели механических свойств ATZS керамик, а также их способность к трансформационно-индуцированной пластичности и повышенная стойкость к низкотемпературной деградации свидетельствуют о перспективах их использования как альтернативного импортозамещающего дентального материала.

Результаты получены с использованием оснащения Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина.

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Chevalier J., Liens A., Reveron H., et al. // J. Am. Ceram. Soc. 2020. V. 103. P. 1482.
2. Dmitrievskiy A.A., Efremova N.Yu., Zhigacheva D.G., et al. // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2024. V. 119. P. 106527.
3. Dmitrievskiy A.A., Efremova N.Yu., Ovchinnikov P.N., et al. // Ceramics International. 2025. V. 51. P.15250-15255.
4. Imariouane M., Saadaoui M., Denis G., et al. // J. Eur. Ceram. Soc. 2023. V. 43. P. 4906.

# ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА БЫСТРОРЕЖУЩУЮ МОЛИБДЕНОВУЮ СТАЛЬ

**Баклушина И.В., Громов В.Е., Романов Д.А.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, baklushina@rambler.ru*

Методами современного физического материаловедения изучена структура и свойства поверхности плазменного наплавленного слоя в среде азота быстрорежущей молибденовой сталью на подложку из среднеуглеродистой стали 30ХГСА после облучения импульсными электронными лучами с параметрами: плотность энергии 30 Дж/см$^2$, длительность одного воздействия 50 мкс, частота 0,3 Гц, число импульсов 10. В исходном состоянии поверхностные слои содержат поликристаллическую структуру дендритного типа с неоднородным распределением молибдена, хрома, алюминия, азота и кислорода, окруженную развитой сеткой ледебуритной эвтектики. Микротвердость наплавленного слоя составляет 5,6 МПа, которая при однократном высокотемпературном отпуске возрастает до 6,2 МПа, а при двукратном до 7,2 МПа. Относительное содержание элементов (кроме Mn, C и $O_2$) снижается по мере приближения к подложке. Электронно-лучевое импульсное воздействие, выполненное после двукратного высокотемпературного отпуска, модифицирует структуру и свойства. Выявлено квазиоднородное распределение легирующих элементов, формирование мелкозернистой структуры с размером зерен 4-6 мкм, в объеме которых обнаруживается мартенсит пластинчатого типа. Ранее сформированная структура дендритной кристаллизации не наблюдается. Микротвердость наплавленного слоя после электронно-лучевой обработки возрастает и достигает 8,4 МПа, что почти в 2 раза превышает микротвердость подложки. Выявленные закономерности изменения нанотвердости и модуля Юнга от расстояния до поверхности облучения подтверждают развиваемые представления о природе упрочнения плазменно наплавленного слоя быстрорежущей молибденовой стали.

Наплавленное покрытие имеет первичную ячеистую нанокристаллическую структуру литых быстрорежущих сталей, карбидная сетка которого окружает мартенсито-аустенитные кристаллы. Характерным элементом такой структуры являются прослойки второй фазы, локализованные на границах зерен. Микротвердость поверхности значительно снижается от 5,6 МПа с ростом расстояния до микротвердости подложки. Это может быть связано, в том числе и с элементным составом поверхностного слоя. Выполненные методом рентгеноспектрального анализа. «по точкам» показали локализацию ряда химических элементов, а именно Mo, Cr, Al и Si. В областях материала с повышенным содержанием Al выявлены атомы C, $N_2$ и $O_2$, что позволяет считать наличие в этих областях оксикарбонитридов. Анализ изменения элементного состава по глубине наплавленного слоя свидетельствует, что кроме Fe основными элементами в нем являются C, Mo и Cr. Кроме Mn, C и $O_2$. Относительное содержание всех элементов снижается по мере приближения к зоне контакта «наплавленный слой – подложка».

Последующий двухкратный высокотемпературный отпуск не разрушает зернограничных прослоек второй фазы. Микротвердость увеличивается до 6,2 МПа и после первого отпуска и до 7,2 МПа после второго. Электронно-лучевое импульсное воздействие приводит к значительным изменениям в структуре поверхностного слоя.

*«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10012, https://rscf.ru/project/22-79-10012/».*

# ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ИНТЕРВАЛ РАЗВИТИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$

**Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.**
*Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия, zhmv98@mail.ru*

Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичностью (СЭ) представляют собой перспективные материалы, востребованные в медицине, аэрокосмической отрасли и робототехнике. Сплавы $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$, благодаря высокой концентрации кобальта $C_{Co}$ = 10 ат. % имеют высокие прочностные свойства и являются перспективными за счет широкого интервала СЭ, высокой циклической стабильности и возможности контроля свойств посредством термомеханической обработки [1]. Однако, увеличение концентрации кобальта до 10 ат. % приводит к образованию наноразмерной ω-фазы, которая понижает температуры мартенситных превращений (МП) и интервал развития СЭ находится в области низких температур (для монокристаллов $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ после роста $M_s$ = 125 К) [1 – 3]. Для практического значения важным является проявление высокотемпературной СЭ (при Т > 373 К). В настоящей работе за счет термообработок планируется изменить параметры микроструктуры монокристаллов $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$, повысить температуры МП и сдвинуть температурный интервал СЭ в сторону высоких температур.

Монокристаллы $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$, выращенные методом Бриджмена и ориентированные вдоль направления [001], подвергались высокотемпературному отжигу при 1448 К в течение 6 ч – состояние 6-Q. Далее часть образцов подвергалась дополнительному старению при 773 К в течение 1 ч – состояние 6-Q+773 К. Выбор температур термических обработок основывался на данных, представленных в [2]. Образцы для испытаний на сжатие, имеющие форму параллелепипедов размером 3×3×6 мм$^3$, изготавливались методом электроискровой резки. Температуры МП ($M_s$, $M_f$, $A_s$, $A_f$) определялись путем измерения температурной зависимости электросопротивления (ρ(T)) и представлены в таблице 1. СЭ оценивалась в ходе механических испытаний при сжатии вдоль оси $[001]_{B2}$ на установке Instron VHS 5969. Методика эксперимента подробно описана в [2].

Известно [2], что в состоянии 6-Q после высокотемпературного отжига в течение 6 ч происходит выделение крупных частиц γ-фазы (размером 30-100 мкм) с составом $Ni_{44,5}Fe_{23,5}Ga_{19}Co_{13}$ (рисунок 1), что приводит к уменьшению Fe и Co в матрице и повышению температур МП относительно состояния после роста (роста $M_s$ = 125 К) (таблица 1).

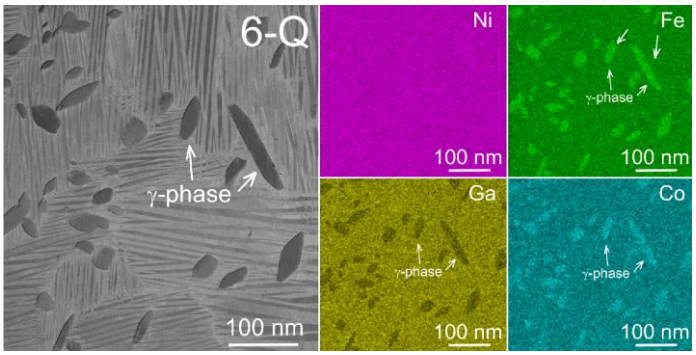



**Рисунок 1 – Микроструктура монокристаллов $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ состояние 6-Q**

Из таблицы 1 видно, что в состоянии 6-Q+773 К температуры начала МП ($M_s$) увеличиваются на 37 К (± 2 К) в сравнении с состоянием 6-Q. Предполагается, что это повышение может быть связано с выделением крупных частиц ω-фазы, по аналогии с исследованиями, представленными в работе [2]. В [2] изучалось состояние 1-Q+773 К, и было показано, что старение при 773 К, 1 ч приводит к выделению крупной ω-фазы

(размером 70-100 нм, объемная доля ~6-8%) и изменению состава матрицы кристалла, а именно, уменьшению содержания кобальта, что повышает температуры МП на 50-70 К на каждый атомный процент уменьшения концентрации кобальта.

**Таблица 1 – Температуры МП для состояний 6-Q, 6-Q+773 К**

| Состояние | Температуры МП | | | |
|---|---|---|---|---|
| | $M_s$, К (± 2 К) | $M_f$, К (± 2 К) | $A_s$, К (± 2 К) | $A_f$, К (± 2 К) |
| 6-Q | 250 | 219 | 235 | 260 |
| 6-Q+773 К | 287 | 242 | 258 | 288 |

В сплавах $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ температуры выделения ω-фазы низкая, составляет ~ 530 К [2, 3] и может быть достигнута в процессе исследования СЭ. Выделение наноразмерной ω-фазы приводит к значительному снижению температуры начала МП $M_s$ [1, 2]. Для изучения влияния этого эффекта на температуры МП был проведен эксперимент с перегревом образцов до различных температур (473-523 К) и последующим измерением $M_s$ (рисунок 2).

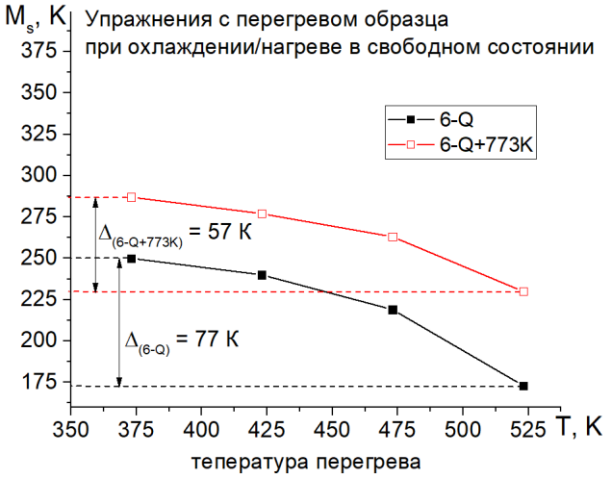



**Рисунок 2 – Зависимости начала МП состояний 6-Q и 6-Q+773 К после нагрева образца до определенных температур**

В состоянии 6-Q, при нагреве до указанных температур, наблюдается значительное снижение $M_s$ (рисунок 2), что подтверждает негативное влияние выделяющейся при перегреве наноразмерной ω-фазы на стабильность МП. Однако, старение (6-Q+773 К) приводит к стабилизации температур $M_s$. Перегрев образцов 6-Q+773 К также приводит к снижению $M_s$, однако оно на ~ 25 % меньше, чем в состоянии 6-Q. Это может быть связано с тем, что старение способствует выделению крупных частиц ω-фазы [1, 2], тем самым снижая композиционную и структурную нестабильности матриала, уменьшая количество выделяемой наноразмерной ω-фазы при перегревах.

На рисунке 3 а, б представлены кривые СЭ в циклах нагрузка/разгрузка – σ(ε) и зависимости критических напряжений образования мартенсита от температуры σ(T) для монокристаллов $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ для состояний 6-Q и 6-Q+773 К. Кривые СЭ использовали для построения рисунка 3 в, уровень критических напряжений $\sigma_{cr}$ определяли по кривым σ(ε), как напряжения, соответствующие 0,1 % неупругой деформации.

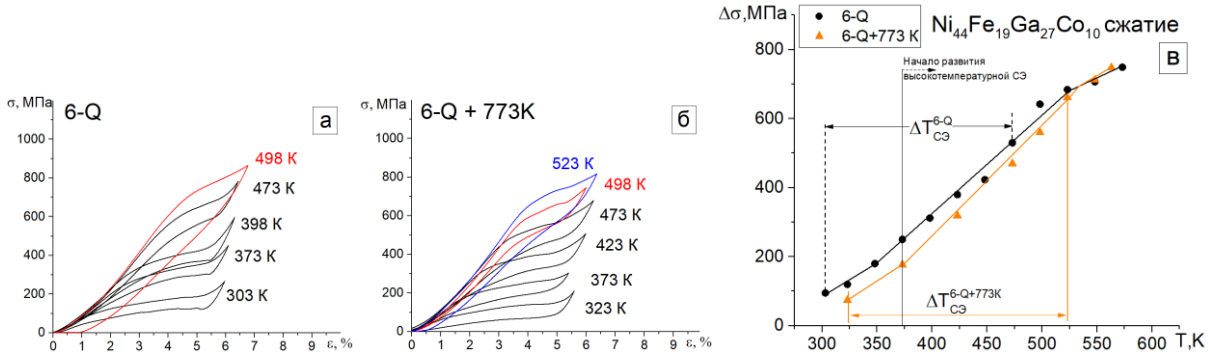



**Рисунок 3 – Кривые СЭ в циклах нагрузка/разгрузка для состояния 6-Q (а), для состояния 6-Q+773 К (б) и зависимости критических напряжений образования мартенсита от температуры для монокристаллов $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ (в)**

Установлено, что высокие температуры МП, полученные во всех исследуемых состояниях, обеспечивают проявление высокотемпературной СЭ, выше 373 К. Температурный интервал проявления высокотемпературной СЭ составляет: 6-Q – 170 К (от $T_{СЭ1}$=303 К до $T_{СЭ2}$=473 К) и 200 К для состояния 6-Q+773 К (от $T_{СЭ1}$=323 К до $T_{СЭ2}$=523 К). Старение (6-Q+773 К) смещает интервал развития СЭ в область высоких температур (рисунок 3 в) относительно состояния 6-Q и расширяет интервал развития СЭ: температура начала ($T_{СЭ1}$) увеличивается на 20 К, а температура конца ($T_{СЭ2}$) – на 50 К.

В результате исследования установлено, что сочетание длительного высокотемпературного отжига и старения является оптимальным режимом термообработки для достижения высоких температур МП и широкого интервала высокотемпературной СЭ в монокристаллах $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$. Старение, стабилизируя структуру, обеспечивает расширение интервала СЭ и позволяет создавать материалы с улучшенными эксплуатационными характеристиками, сохраняющие функциональность в широком диапазоне температур.

*Исследование выполнено при поддержке гранта РНФ (грант № 24-19-00242).*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Haiyang Chen Unprecedented non-hysteretic superelasticity of [001]-oriented NiCoFeGa single crystals // Nature Materials. – 2020. – Vol. 19. – P. 712–718.
2. Timofeeva E.E. The effect of heat treatment on microstructure and martensitic transformation temperatures in $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ single crystals // Physica Scripta. – 2024. – Vol. 99, № 1. – P. 015958.
3. Timofeeva E.E. High-temperature thermoelastic martensitic transformations in $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$ single crystals // Materials Letters. – 2025. – Vol. 308. – P. 137744.

# ОЦЕНКА ТОЧНОСТИ ИЗМЕРЕНИЙ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ДАТЧИКА РАССТОЯНИЯ В УСЛОВИЯХ НАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЙ

**Ананчиков А.А., Семашко Д.В., Хилько А.Д.**
*ГНУ «Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси», г. Минск, Республика Беларусь, anton0ananchikov@gmail.com*

**Введение**. Обеспечение равномерности глубины пахоты особенно важно при подготовке почвы перед посевом различных культур, поскольку неравномерная глубина может привести к неоднородному росту растений и снижению урожайности [1]. Правильная настройка глубины пахоты способствует рациональному использованию топлива, повышению производительности и урожайности. При работе трактора на недостаточной глубине наблюдается неудовлетворительная степень аэрации почвы, ухудшается качество корневой системы растений. Излишняя же глубина увеличивает расход топлива и повышает износ техники [2]. Использование датчиков с электрическим выходом позволяет внедрять на тракторах автоматизированные системы управления работой навесных устройств [3]. Например, автоматическое регулирование плуга по данным ультразвуковых измерений обеспечивает точное соблюдение заданных параметров, минимизируя человеческий фактор и повышая производительность труда [4,5]. Таким образом, применение ультразвукового датчика для измерения глубины пахоты является актуальным решением, способствующим повышению эффективности сельского хозяйства и экономии ресурсов.

**Материалы и методы**: пахотный агрегат в составе трактора «Беларус 1523» с электрогидравлической системой управления навесным устройством и пятикорпусный полунавесной оборотный плуг с опорным колесом и ультразвуковым датчиком; многоканальный сборщик данных и измерительный усилитель – Spider 8.

**Основная часть.**

Для оценки точности измерений ультразвукового датчика расстояния проведены натурные испытания пахотного агрегата, показанного на рисунке 1. При этом для измерения глубины пахоты использовались эталонное опорное колесо и ультразвуковой датчик расстояния.

**Рисунок 1 – Пахотный агрегат: 1 – трактор «Беларус 1523»; 2 – пятикорпусный полунавесной оборотный плуг; 3 – опорное колесо; 4 – ультразвуковой датчик расстояния**

Осциллограммы рабочих процессов во время работы пахотного агрегата представлены на рисунке 2.

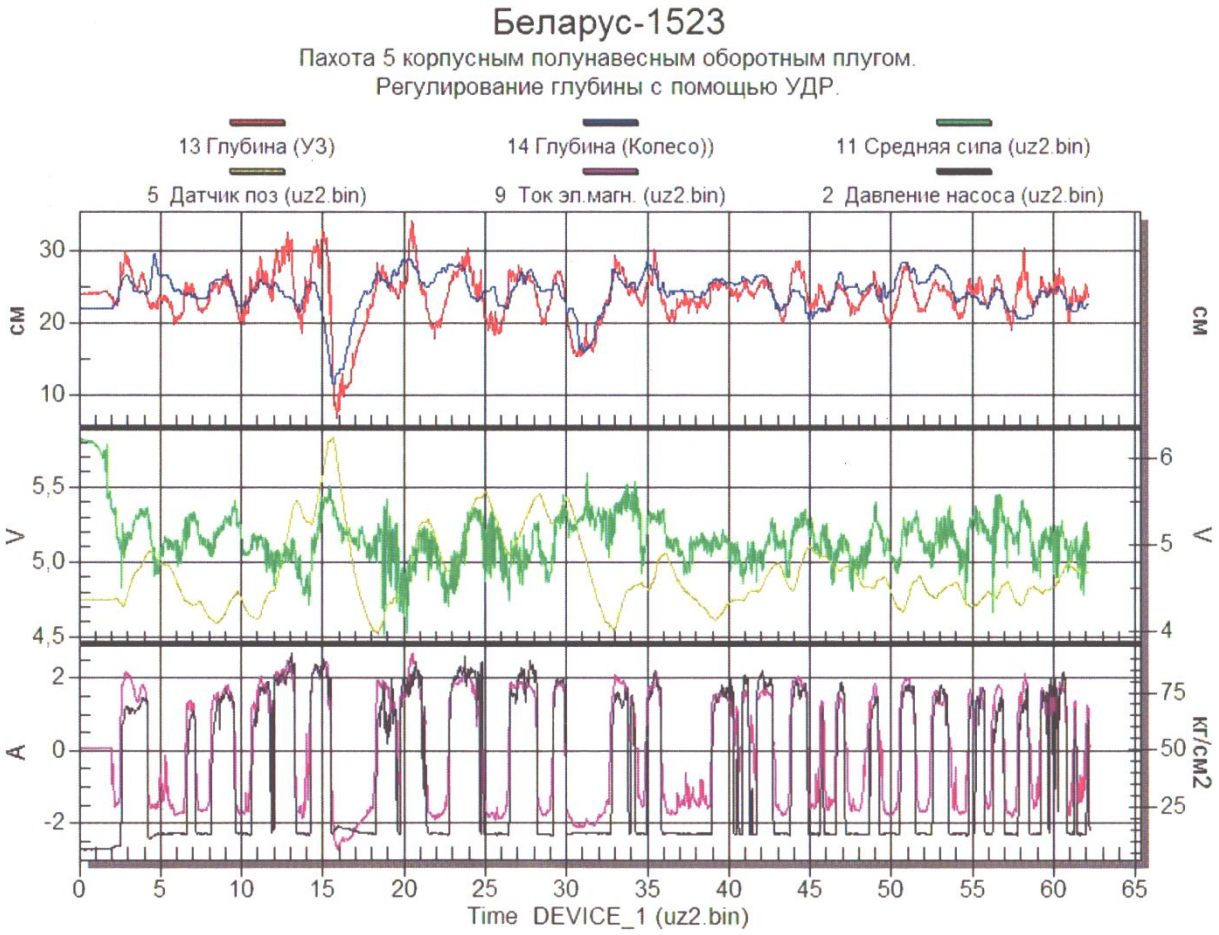



**Рисунок 2 – Осциллограммы рабочих процессов**

В результате анализа осциллограмм определим среднюю абсолютную погрешность, как отклонение среднего сигнала ультразвукового датчика от значения эталонного колеса:

$$MAE = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N}\left|a_{\text{к}} - a_{\text{у}}\right| = 2{,}09 \text{ см},$$

где $N$ – количество точек измерения, $a_{\text{к}}$ и $a_{\text{у}}$– измеренная глубина колеса и ультразвукового датчика, см.

Определим среднеквадратическую ошибку:

$$RMSE = \sqrt{\frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N}\left(a_{\text{к}} - a_{\text{у}}\right)^2} = 2{,}92 \text{ см}.$$

**Заключение.** Проведенные натурные исследования показали высокую эффективность применения ультразвукового датчика для определения глубины пахоты в реальных полевых условиях. Полученные показатели средней абсолютной погрешности (MAE) и среднеквадратической ошибки (RMSE), равные соответственно 2,09 см и 2,92 см, свидетельствуют о достаточной точности измерений и возможности интеграции данной технологии в сельскохозяйственную технику. Использование автоматизированных систем управления глубиной обработки почвы позволяет значительно повысить производительность труда, снизить расход топлива и обеспечить оптимальные условия для роста сельскохозяйственных культур.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант Т24МП-011).*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Жданович, Ч. И. Математическая модель навесного устройства трактора в составе пахотного агрегата / Ч. И. Жданович // Транспорт и транспортные системы: конструирование, эксплуатация, технологии : Сборник научных статей / Министерство образования Республики Беларусь, Белорусский национальный технический университет. Том Выпуск 4. – Минск : Белорусский национальный технический университет, 2022. – С. 74-82.

2. Kim, Y.-S.; Lee, S.-D.; Baek, S.-M.; Baek, S.-Y.; Jeon, H.-H.; Lee, J.-H.; Kim, W.-S.; Shim, J.-Y.; Kim, Y.-J. Analysis of the Effect of Tillage Depth on the Working Performance of Tractor-Moldboard Plow System under Various Field Environments. Sensors 2022, 22, 2750. https://doi.org/10.3390/s22072750

3. Бельчик, Л. Д. Определение эффективности функционирования пахотного агрегата с электрогидравлической системой управления рабочими органами / Л. Д. Бельчик, А. А. Ананчиков // Тракторы и сельхозмашины. – 2023. – Т. 90, № 5. – С. 433-446. – DOI 10.17816/0321-4443-375295.

4. Бесконтактное копирование рельефа поверхности поля рабочими органами сельхозмашин с использованием акустических методов / Е. Я. Строк, Л. Д. Бельчик, А. В. Ващула, А. В. Захаров // Тракторы и сельхозмашины. – 2012. – № 6. – С. 35-40.

5. Ультразвуковые средства измерения расстояния в системах управления рабочими органами мобильных машин / Е. Я. Строк, Л. Д. Бельчик, В. Г. Никифоров, В. Н. Зинченко // Механика машин, механизмов и материалов. – 2008. – № 3(4). – С. 31-33.

# ДИФФУЗИОННЫЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

**Страумал Б.Б., Горнакова А.С., Мазилкин А.А., Давдян Г.С.**
*Институт физики твердого тела им. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия*
E-mail: straumal@issp.ac.ru

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) не только приводит к сильному измельчению зерна и упрочнению материала, но также может вызывать диффузионные, а также бездиффузионные (мартенситные) фазовые превращения. Изучено влияние кручения под высоким давлением (КВД) на диффузионные и смещающие фазовые превращения в различных бинарных сплавах титана с β-стабилизаторами (Fe, Co, Ni, Mo, Nb, Ta). Перед КВД образцы подвергались отжигу и содержали (i) чистую β-фазу, (ii) смесь α+β с различным содержанием фаз, (iii) α' или α'' мартенситы, (iv) смесь α-Ti и соответствующей интерметаллидной фазы. Микроструктуру сплавов титана до и после КВД изучали методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (в том числе высокого разрешения), рентгеновской дифракции (в том числе высокотемпературной in situ), дифференциальной сканирующей калориметрии, атомно-зондовой томографии, синхротронного облучения.

В процессе КВД образуется α'-мартенсит, а также ω-фаза высокого давления. Фазовые переходы, вызванные КВД, могут быть мартенситными (т.е. без или почти без массопереноса) или диффузионными (т.е. с массопереносом). В случае мартенситных фазовых переходов β-в-ω или α-в-ω наблюдались определенные ориентационные соотношения между фазами β и ω или α и ω. Обсуждаются диффузионные и бездиффузионные механизмы этих превращений. Термическая стабильность ω-фазы, полученной методом КВД, исследована методом in-situ дифракции рентгеновских лучей при высоких температурах. ω-фаза в титановых сплавах, обработанных КВД с β-стабилизаторами, может сохраняться в образцах до 500–600°C. Таким образом, ее термическая устойчивость значительно выше, чем у чистого титана (~150°C). Таким образом, фазовые переходы, обусловленные КВД, открывают новый путь регулирования размера зерен и фазового состава сплавов на основе титана. В свою очередь, это дает в руки инженеров новый инструмент для улучшения технологически важных свойств титановых сплавов. Это особенно важно для медицинских применений, например, для изготовления протезов.

# ФИЗИКА ПРИНЦИПА НАИМЕНЬШЕГО ДЕЙСТВИЯ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ВЫГОДНОСТИ

**Короткевич С.В.**
*«Инженерный центр» филиал РУП «Гомельэнерго», г. Гомель, Республика Беларусь*

Отсутствие системного подхода приводит к тому, что проблема контактного взаимодействия поверхностей различных материалов в плане оптимального подбора для повышения их износостойкости до сих пор не решена. Экспериментаторами, к сожалению, не учитывается масштабный фактор внешнего воздействия, например, нагрузочно-скоростных параметров на поверхность материалов. В результате, как правило, одновременно протекает множество процессов (теплопроводность, диффузия, массоперенос, упрочнение, аморфизации, разрушения и т.д.) и мы не можем разделить сложный процесс на более простые составные. Последнее позволяет установить главные физические принципы, описывающие кинетику процессов и определить инварианты.

Целью работы является определение физической сущности принципа наименьшего действия и энергетической выгодности для описания физических систем при локализованном контактном взаимодействии поверхностей металлов.

Методика экспериментов с образцами никеля описана подробно в работе [1].

Необходимо отметить, что трибонагружение представляет собой малоамплитудное, знакопеременное (сжатие и растяжение приповерхностных объёмов) и циклическое контактное нагружение поверхности металлов, где упрочнение и разрушение можно представить только с дислокационных представлений.

Кинетика интенсивности изнашивания стали (Ст 45, ШХ 15 и др.) и сверхтвёрдых (титан-углеродных) покрытий исследовалась комплексно на различных установках (ЧШМ, СМТ-1М) и стендах с использованием методов электрофизического зондирования, атомно-силовой микроскопии и др. современных методов исследований [2]. Химический анализ поверхности исследовался методом рентгеновской фотоэлектронной, ИК-Фурье и оже-спектроскопии и др. методами.

Трибонагружение, рассматриваемое в работе, наряду с прокаткой закалкой, воздействие ультразвука является лишь одним из методов воздействия на поверхность металла [3].

Известно, что принцип наименьшего действия (ПНД) используется для составления уравнений движения материальной точки в механике. Почему нельзя использовать данный фундаментальный принцип для описания кинетики процессов структурных преобразований в материалах, протекающих в том же континууме пространства и времени? Естественно возникает вопрос, а именно: там, где есть симметрия, должны быть инварианты для описания кинетики различных структурных преобразований при многоуровневых, иерархически организованных процессах, протекающих на поверхности металлов?

Предварительно отожжённые образцы никеля, подвергнутые трибонагружению, уже в начале процесса при 0,9 кс формируют НК состояния в виде замкнутых дислокационных петель или двойников [1]. В условиях неравновесной деформации материалу энергетически выгодно формировать НК состояния (рис. 1, а), так как количество молей при этом увеличивается на два-три порядка и соответственно увеличивается площадь диссипации энергии. Последнее формирует канал релаксации, накопленной при трибонагружении, энергии. Релаксация энергии осуществляется путём сдвига и поворота элементов структуры, то есть системе энергетически выгодно (ЭВ) формирование такой структуры. Потенциальная энергия системы при этом стремится к минимальному значению. Наиболее яркий пример ЭВ это формирование полос скольжения (рис. 1, б), где требуется минимум энергетических затрат для скольжения объёмов материала. Интегрирование во времени является обязательным условием сохранения энергетического баланса. Зернограничное скольжение одного зерна по отношению к соседним, а не

зернограничное скольжение совокупности зёрен (10 или 100 зёрен) к совокупности соседних зёрен. И в первом и во втором случае сумма моментов напряжений равно нулю и выполняется условие сплошности материала. Однако в природе реализуется первый случай, т.е. физическая система выбирается путь, который требует минимум энергетических затрат.

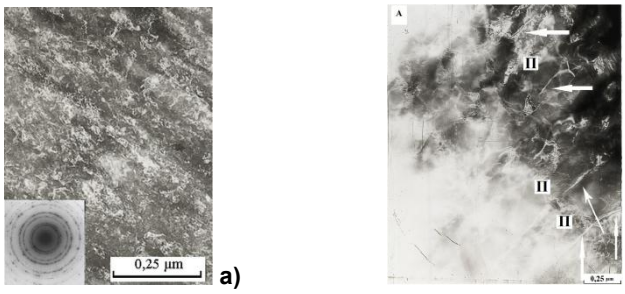



**Рисунок 1 – а) Формирование наноструктур при t = 0,9 кс на поверхности никеля при номинальном контактном давлении 84 кПа; б) полосы скольжения (стрелками показаны микротрещины вдоль полос скольжения)**

Формирование межузельных структурных состояний (рис. 2) является ЭВ, так как определяет один из каналов снижения потенциальной энергии. Точно также и объединение микропор и микротрещин в поры и трещины по границам зёрен (интеркристаллитное разрушение) и (транскристаллитное разрушение, которое проходит через зерно) протекает в соответствии с ЭВ [2].

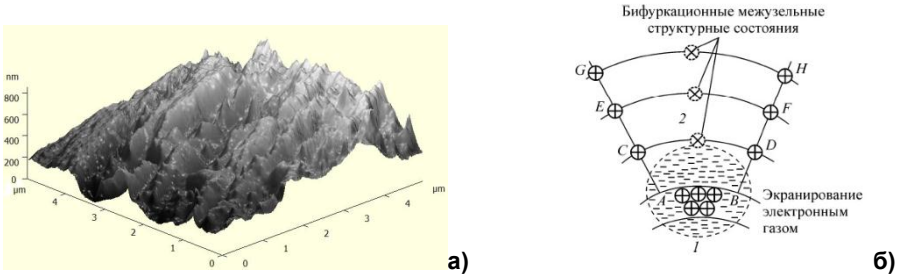



**Рисунок 2 – а) АСМ-изображение; б) бифуркационные межузельные структурные состояния в зоне локальной кривизны кристаллической решётки, где АВ – кластеры положительных ионов на границе зёрен 1 и 2 (Б).**

Этим же принципом ЭВ описывается и модель лепесткового разрушения, где отделение лепестка энергетически выгодно и предотвращает развитие трещин вглубь металла. Изменение направления потока дислокаций не в глубь, а наружу материала и наступление лавинообразного селективного механизма разрушения слоя металла толщиной сотни мкм также является ЭВ [1]. Поток энергии или совершённой работы во времени для преодоления сил Пайерлса–Набарро при движении дислокаций также является наименьшим в плотно упакованных направлениях.

В отличие от ЭВ использование ПНД подразумевает существование инвариантов [3]. Теоретико-инвариантный метод использовался для описания разрушения И.В. Крагельским и Ю.Н. Дроздовым [4] и И.А. Буяновским [5]. Математическое выражение в теоретико-инвариантном методе необходимо дополнить ещё двумя обобщёнными параметрами. Справедливо выражение:

$$I_h = k\Phi_a^{\alpha}\Phi^b\Phi_y^c\Phi_ш^d\Phi_p^e\Phi_П^f, \qquad (1)$$

где $\Phi_p^e$ характеризует наступление селективного механизма разрушения при котором плотность дислокаций достигает максимального значения ($\rho \approx 10^{18}$ м$^{-2}$ – для никеля), наиболее опасного с инженерной точки зрения и характеризующийся увеличением интенсивности изнашивания на два–три порядка, буква р – нижний символ $\Phi_p^e$ означает наступление разрушения сопряжённых металлических поверхностей трения и математический вид $\Phi_p^e$ выражен соотношением (2); $\Phi_п^f$ –

характеризует состояние сопряжённых поверхностей, буква п – нижний символ $Ф_п^f$ обозначает поверхность и математический вид $Ф_п^f$ выражен соотношением (3). С использованием метода ФМР определена асимметричная кинетическая зависимость между плотностью дислокаций и интенсивностью изнашивания, а именно, увеличение плотности дислокаций до некоторого критического значения обуславливает упрочнение поверхностного слоя, что определяет снижение интенсивности разрушения. Последнее справедливо для каждого из структурно-масштабных уровней деформации: нано, микро-, мезо- и макроуровня поверхностного слоя никеля. Выполняется соотношение [2]:

$$\rho \cdot I_V = const, \tag{2}$$

где ρ – плотность дислокаций, $I_V$ – объёмная интенсивность изнашивания, const ≥ 0 и зависит от времени, что обусловлено, в том числе и процессом подмазывания через 360 с зоны сопряжения трущейся пары (никель–молибден).

Разработанный инвариантный критерий для оценки состояния сопряжённых поверхностей при динамическом нагружении сопряжённых поверхностей узлов трения имеет вид [2]:

$$R_c/R_{ок} >>;\ >;\ \approx;\ <1 \tag{3}$$

где, знак «;» означает окончание одного и наступление того или иного режима состояния граничного смазочного слоя и поверхности сопряжённых металлов: самоорганизация поверхности раздела с формированием физически адсорбированного и хемосорбированного смазочного слоя; динамическое равновесие между разрушением и формированием граничного смазочного слоя (ГСС); разрушение ГСС и оксидной плёнки; разрушение и схватывание. По мере развития теоретико-инвариантного метода в выражении (9) будут появляться новые множители и обобщённые параметры.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пинчук, В.Г. Кинетика упрочнения и разрушения поверхности металлов при трении /В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич.– Saarbrücken: Lambert Academic Publishing, 2014.–181 с.

2. Короткевич С.В. Автореферат диссертации на соискание учёной степени доктора физико-математических наук по специальности 01.04.07 «Структурно-масштабные уровни деформации и свойства границ раздела в металлах» / Короткевич С.В. – Минск: БГУ, 2021. – 54 с.

3. Короткевич, С.В. Принцип наименьшего действия и инварианты кинетики упрочнения и разрушения поверхностного слоя металлов / С.В. Короткевич // Актуальные проблемы прочности / В. А. Андреев [и др.], под. ред. В.В. Рубаника. – Мн.: Изд. «ИВЦ Минфина», 2024, 470 с.

4. Дроздов Ю. Н., Юдин Е. Г., Белов А. И. Прикладная трибология (трение, износ, смазка) // М. : Эко-Пресс, 2010. 604 с.

5. Доценко А.И., Буяновский И.А. Основы триботехники: учебник // М.: ИНФРА-М, 2014. 336 с.

# ПОЛУЧЕНИЕ МАГНИТНО-АБРАЗИВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ С МНОГОСЛОЙНЫМ РАСПОЛОЖЕНИЕМ ЗЕРЕН АБРАЗИВА НА ПОВЕРХНОСТИ МАГНИТНОГО НОСИТЕЛЯ

**Якубовская С.В., Корбит А.А., Бежик А.А.**
*Белорусский национальный технический университет,*
*г. Минск, Республика Беларусь, E-mail: yakubovskaya@bntu.by*

Эксплуатационные характеристики магнитно-абразивных материалов, так же, как и абразивных, определяются структурой композиционного материала, концентрацией зерен абразива. Магнитно-абразивные композиционные материалы могут быть изготовлены как с объемным расположением зерен абразива в связке, так и с поверхностным расположением слоя абразивных частиц. Количество зерен абразива в магнитно-абразивной частице с поверхностным расположением зерен абразива может быть увеличено в случае двух-, трехслойного их расположения на поверхности магнитного ядра. Увеличение количества слоев с частицами абразива на поверхности магнитного ядра (частицы железа) влияет на режущую способность магнитно-абразивных порошков и позволит увеличить длительность периода магнитно-абразивной обработки деталей с постоянными значениями режущей способности за счет поддержания постоянной (близкой к ней) концентрации зерен абразива на поверхности магнитного ядра вместо выкрошившихся.

Целью настоящей работы является исследование процесса получения магнитно-абразивных композиционных порошков с многослойным расположением зерен абразива на поверхности магнитного носителя.

Для получения магнитно-абразивных порошков с поверхностным расположением зерен абразива в качестве магнитного носителя использовали порошок железа фракции 800/630 мкм; в качестве абразива – карбид бора фракции 80/63 мкм. Связующим служила фенолформальдегидная смола с концентрацией в этиловом спирте или ацетоне 10 и 50 мас. Исследование морфологии поверхности магнитно-абразивных порошков проводили на растровом электронном микроскопе VEGA/TESCAN (Япония).

Технологическая последовательность операций при формировании плакирующего слоя на поверхности магнитного носителя оказывает влияние на содержание зерен карбида бора в плакирующем слое. Получение магнитно-абразивных порошков с однослойным покрытием с дроблением компакта после операции высушивания шихты при 355 К, последующей термообработкой при 435 К и дроблением спека позволяет снизить количество частиц карбида бора, выкрошившихся из связки по сравнению с вариантом дробления спека после термообработки. Так, при использовании 10 мас. %-ного раствора фенолформальдегидной смолы в спирте количество частиц карбида бора, выкрошившихся из связки, уменьшилось от 1,3 до 0,5 мас. % (и доля фракции -315 мкм от 1,4 до 0,9 мас. %); при использовании 50 мас. %-ного раствора фенолформальдегидной смолы в спирте – от 1,9 до 1,1 мас. % соответственно (и доля фракции -315 мкм от 3,5 до 2,5 мас. %). Пленки полимера на поверхности частиц железа и зерен карбида бора после высушивания не приобретают максимальных значений прочности и контакты между плакированными частицами железа при дроблении компакта разрушаются по пленкам (прослойкам) полимера. Вследствие этого количество частиц карбида бора, выкрошившихся из связки и содержание частиц фракции -315 мкм в магнитно-абразивных порошках, полученных по схеме с дополнительным дроблением компакта после сушки меньше, чем в случае получения магнитно-абразивных порошков с дроблением спеков после операции термообработки.

При нанесении второго слоя в магнитно-абразивный порошок (с однослойным расположением зерен карбида бора) вводили 10 мас. %-ный раствор фенолоформальдегидной смолы в ацетоне, затем шихту перемешивали и добавляли порошок карбида бора (первый технологический вариант). Полученную шихту перемешивали, сушили при 355 К, термообрабатывали при 455 К, дробили и рассеивали по фракциям.

Нанесение на поверхность магнитно-абразивных частиц второго слоя карбида бора одновременным введением в магнитно-абразивный порошок частиц карбида бора и 10 мас. %-ного раствора фенолформальдегидной смолы в ацетоне (второй технологический вариант получения) приводит (после указанных выше операций) к увеличению количество частиц карбида бора, выкрошившихся из связки от 1,1 до 1,8 мас. % (и доли фракции –315 мкм от 3,0 до 4,2 мас. %) по сравнению с первым технологическим вариантом получения магнитно-абразивных порошков с многослойным (двухслойным) покрытием.

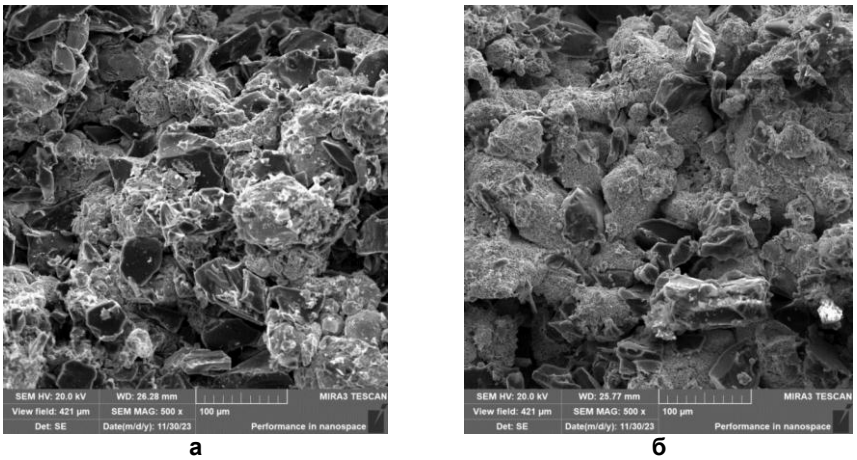
Предварительное введение раствора фенолформальдегидной смолы в ацетоне в шихту магнитно-абразивного порошка (при нанесении второго слоя карбида бора) обеспечивает равномерное распределение раствора на поверхности частиц карбида бора и свободных участках поверхности магнитного ядра. При последующем введении в шихту частиц карбида бора, частицы карбида бора многократно контактируют с пленкой фенолформальдегидной смолы и формируют контактные мостики с поверхностью частиц карбида бора в плакирующем (первом) слое. Следствием этого является уменьшение количество частиц карбида бора, выкрошившихся из связки.

В случае одновременного введения в магнитно-абразивный порошок раствора фенолформальдегидной смолы в ацетоне и частиц карбида бора образуются прочные контактные мостики между плакированными фенолформальдегидной смолой частицами карбида бора. При дроблении спека агломераты из нескольких частиц карбида бора скалываются с поверхности магнитно-абразивных частиц, что приводит к увеличению содержания в шихте фракции –315 мкм и количества частиц карбида бора, выкрошившихся из связки.

Морфология поверхности магнитно-абразивных порошков с двухслойным расположением зерен карбида бора независимо от рассмотренных выше условий получения представляет собой совокупность частиц карбида бора, плакированных фенолформальдегидной смолой, хаотично расположенных на поверхности магнитно-абразивных частиц (рисунок 1 а). На поверхности магнитно-абразивных частиц также присутствуют частицы карбида бора без плакирующего слоя смолы (рисунок 1 а). Смола отсутствует и на отдельных участках в стыках между частицами карбида бора (рисунок 1 а).

Отсутствие пленок фенолформальдегидной смолы между частицами снижает прочность закрепленных частиц карбида бора на поверхности магнитно-абразивного порошка. Дополнительная пропитка магнитно-абразивного порошка 10 мас. %-ным раствором фенолформальдегидной смолы в ацетоне формирует дополнительный плакирующий слой на поверхности магнитно-абразивных частиц и способствует заполнению смолой стыков между частицами карбида бора (рисунок 1 б). Вне зависимости от числа плакирующих слоев на поверхности магнитного ядра, нанесение дополнительного слоя фенолформальдегидной смолы сопровождается повышением прочности закрепления зерен карбида бора в фенолформальдегидной смоле на поверхности второго слоя частиц карбида бора.

Показано, что режущая способность магнитно-абразивного порошка с однослойным покрытием зернами карбида бора фракции 80/63 мкм при обработке алмазосодержащего композиционного материала в течение 10 мин составляет 0,5 мг/мин см$^2$, а магнитно-абразивного порошка с двухслойным покрытием зернами карбида бора фракции 80/63 мкм – 0,9 мг/мин см$^2$.

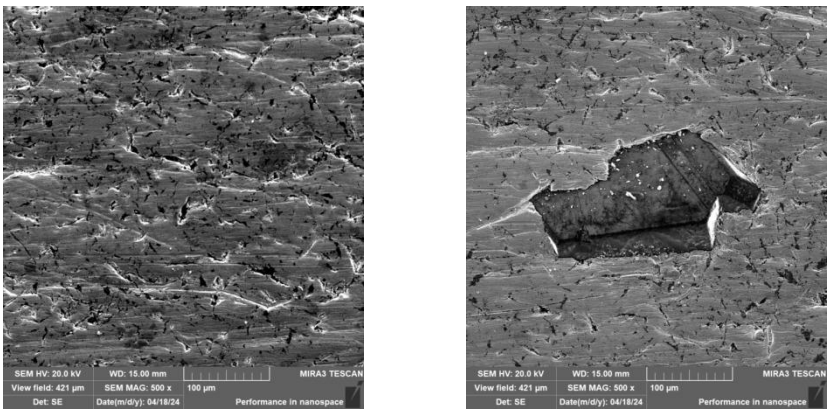



**а** **б**

**а – первый технологический вариант получения;**
**б – пропитка магнитно-абразивного порошка с двухслойным покрытием 10 мас. %-ным раствором фенолформальдегидной смолы в ацетоне.**

**Рисунок 1– Морфология поверхности магнитно-абразивных композиционных порошков с двухслойным покрытием**

Магнитно-абразивная обработка алмазосодержащего композиционного материала сопровождается формированием микрорельефов на поверхности связки и алмазных зерен (рисунок 2).




**а** **б**

**Рисунок 2 – Морфология поверхности изнашивания связки алмазосодержащего композиционного материала (а) и поверхности алмазного зерна после обработки (б) магнитно-абразивным композиционным порошком с многослойным покрытием зернами карбида кремния (80/63 мкм)**

Морфология поверхности связки представляет собой совокупность борозд, ориентированных в направлении обработки (рисунок 2 а), а на поверхности алмазных зерен, выступающих из связки, присутствуют микрорельефы с различной морфологией (рисунок 2 б).

Таким образом, получение магнитно-абразивных композиционных порошков с многослойным расположением зерен абразива на поверхности с использованием операций дополнительного дробления компакта после высушивания шихты; предварительного введения раствора фенолформальдегидной смолы в магнитно-абразивный порошок при нанесении второго слоя покрытия; дополнительной пропитки раствором фенолформальдегидной смолы способствует повышению прочности закрепления зерен карбида бора, увеличению количества зерен абразива, участвующих в процессе микрорезания и эффективности магнитно-абразивной обработки.

# ЭВОЛЮЦИЯ УПРУГИХ И МИКРОПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНА ВТ1-0 ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

**Нарыкова М.В., Бетехтин В.И., Кардашев Б.К., Кадомцев А.Г.**
*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*
*E-mail: Maria.Narykova@mail.ioffe.ru*

Наноструктурированные (НС) металлические материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД), обладают уникальными прочностными характеристиками, что делает их перспективными для применения в условиях высоких нагрузок. Однако их долговечность при длительном нагружении остается малоизученной. В данной работе представлены результаты исследования эволюции упруго-пластических свойств и нанопористости НС технического титана ВТ1-0. Актуальность работы обусловлена необходимостью понимания взаимосвязи между микроструктурой материала, параметрами деформации и его механическим поведением.

НС ВТ1-0 был получен методом поперечно-винтовой прокатки с последующей продольной прокаткой. Финишный этап деформирования проводился в жидком азоте, что обеспечило формирование НС состояния со средним размером зерен 117 nm.

Испытания на ползучесть проводились при температуре 350°C, выбранной для сохранения структурной стабильности материала. Были исследованы четыре образца: исходный (№1), два образца, нагруженных при напряжении 352 МПа в течение 13800 с (№2) и 20000 с (№3), а также разрушенный образец (№4) при напряжении 590 МПа и времени нагружения 300 с. Для анализа упругих и микропластических свойств использовался акустический метод составного пьезоэлектрического вибратора, позволяющий определять модуль Юнга (E), логарифмический декремент (δ) и напряжение микропластического течения ($\sigma_d$).

Выявлено немонотонное поведение E, которое объясняется конкуренцией двух факторов: снижением плотности из-за нанопористости и увеличением внутренних напряжений, возникающих при пластической деформации. Логарифмический декремент δ последовательно возрастал с увеличением степени деформации, достигая максимума для образца №4. Это связано с ростом плотности дислокаций и увеличением протяженности межзеренных границ, которые усиливают рассеяние энергии ультразвука.

Проведенное исследование выявило ключевые закономерности эволюции механических свойств наноструктурного титана ВТ1-0 при ползучести.

1. Нанопористость снижает модуль Юнга на начальных этапах деформации, но рост внутренних напряжений компенсирует этот эффект при дальнейшем нагружении.
2. Логарифмический декремент возрастает с увеличением степени деформации, что обусловлено дислокационными и зернограничными механизмами рассеяния энергии.
3. Микропластические свойства материала зависят от неоднородности структуры, формирующейся в процессе ползучести.

Полученные результаты важны для прогнозирования долговечности наноструктурированных материалов в условиях длительного нагружения и могут быть использованы при проектировании высоконагруженных конструкционных элементов.

*Работа выполнена в рамках государственного задания (тема № FFUG-2024-0032).*

# ХРУПКО-ПЛАСТИЧЕСКИЙ «ФАЗОВЫЙ» ПЕРЕХОД В РАМКАХ МЕТОДА НЕСТАЦИОНАРЕОЙ ЭВОЛЮЦИОННОЙ ТЕРМОДИНАМИКИ

**Метлов Л.С.**
*ФГБНУ “Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина”, Донецк, Россия*
*ФГБОУ ВО “Донецкий государственный университет”, Донецк, Россия*
*lsmet@donfti.ru*

Свойства карбидов, оксидов и нитридов переходных металлов с объемно центрированной кубической решеткой сильно зависят от температуры и давления [1, 2]. В частности, может измениться сам характер деформации с хрупкого на пластический. Такое изменение имеет черты критического явления, ниже определенной температуры и давления материал разрушается хрупко, а выше этих пределов деформируется пластически. Механизм такого перехода ассоциируется с изменением подвижности дислокаций из неподвижного состояния в хрупкой области в подвижное состояние в пластической области [3].

В работе автора [4] было установлено, что ядра дислокаций могут находиться в двух состояниях, локализованном и рассредоточенном вдоль линии скольжения, занимая область 4-6 межатомных расстояний. В локализованном состоянии дислокации застопорены вследствие затрудненности перестройки дислокационного ядра в поле сдвиговых напряжений. При этом само по себе увеличение температуры и гидростатическое давления не меняет структурное состояние ядер дислокаций и необходимы также сдвиговые напряжения.

Ранее в работе [3] по аналогии с фазовыми переходами была построена теория хрупко-пластического перехода. За параметр порядка была выбрана плотность подвижных дислокаций с тем отличием, что параметр порядка может принимать, как положительные, так и отрицательные значения, в то время, как плотность подвижных дислокаций величина принципиально положительная. Разложение термодинамического потенциала (в работе не уточняется, какого именно) имеет вид [3].

$$\Phi = \Phi_0 + \frac{1}{2}an^2 + \frac{1}{3}bn^3 + \frac{1}{4}cn^4 \qquad (1)$$

где $a$, $b$, $c$ – некоторые функции температуры и давления, $\Phi_0$ – потенциал хрупкой фазы.

Равновесные значения плотности подвижных дислокаций находятся из уравнения [3]

$$\frac{\partial\Phi}{\partial n} = n\left(a + bn + cn^2\right) = 0. \qquad (2)$$

Нулевое решение n = 0 описывает хрупкую фазу, два ненулевые решения пластическую фазу. Причем, физический смысл имеют только положительные ненулевые решения, получение отрицательных значений свидетельствует об неустойчивости пластической “фазы”, то есть, о существовании все той же устойчивой хрупкой фазы [3]. Таким образом, система (2) является избыточной в смысле необходимости существования нулевого решения.

Для получения решения в рамках нестационарной эволюционной термодинамики (НЭТ) приведем выражение для внутренней энергии для случая одного типа дефекта (дислокаций) [5]

$$U = U_0 + \varphi_0 n - \frac{1}{2}\varphi_1 n^2 + \frac{1}{3}\varphi_2 n^3 - \frac{1}{4}\varphi_3 n^4, \qquad (3)$$

где $\varphi_0$ – избыточная энергия отдельной дислокации в подвижном (в распределенном) и неподвижном (локализованном) состоянии, $\varphi_1$ – уменьшение этой энергии за счет взаимодействия с другими подвижными дислокациями, $\varphi_2$, $\varphi_3$ – то же самое более высоких порядков.

Из сравнения (3) и (1) видно, что в (1) не учтен линейный вклад подвижных дислокаций, что для внутренней энергии крайне важно, ибо это основной энергетический вклад в нее от дефектной подсистемы. Кроме того, чередование знаков в (3) и (1) имеют противоположные значения. Это свидетельствует, что термодинамический потенциал в [3] не является ни внутренней, на свободной энергией, а представляет собой какую-то более сложную конструкцию.

В связи с этим при решении этой задачи можно ограничиться меньшими степенями разложения внутренней энергии. Согласно НЭТ устойчивое стационарное состояние достигается при максимуме эффективной внутренней энергии

$$U_{ef} = U_0 + (\varphi_0 - \varphi_{st})n - \frac{1}{2}\varphi_1 n^2 + \frac{1}{3}\varphi_2 n^3 - \frac{1}{4}\varphi_3 n^4 , \qquad (4)$$

где $\varphi_{st}$ – энергия подвижной дислокации в стационарном (равновесном) состоянии

При решении этой задачи можно ограничиться меньшими степенями разложения внутренней энергии

$$U_{ef} = U_0 + (\varphi_0 - \varphi_{st})n - \frac{1}{2}\varphi_1 n^2 , \qquad (5)$$

Максимум эффективной внутренней энергии определяет устойчивое стационарное значение плотности подвижных дислокаций

$$\frac{\partial U_{ef}}{\partial n} = \varphi_0 - \varphi_{st} - \varphi_1 n = 0 , \qquad (6)$$

Откуда

$$n_{st} = \frac{\varphi_0 - \varphi_{st}}{\varphi_1} > 0 . \qquad (7)$$

Легко проверить, что

$$\frac{\partial^2 U_{ef}}{\partial n^2} = -\varphi_1 < 0 , \qquad (8)$$

что соответствует максимуму термодинамического потенциала $U_{ef}$.

Сравнивая (7) с аналогичным решением в [3] (см. формулы (3) и (4) там) видим, что, полагая $a = \varphi_0 - \varphi_{st}$ и $b = \varphi_1$, они совпадают. Более того, уравнение для ненулевых решений (2) (см. также (1) и (2) в [3]) можно получить из (4) в кубическом приближении, если положить $a = \varphi_0 - \varphi_{st}$, $b = \varphi_1$ и $c = \varphi_2$

[1] М. Брандес. В кн. Механические свойства материалов под высоким давлением. М:. Мир (1973)..

[2] I. Gridneva, Yu. Milman, V. Trefilov, Phys. Stat. Solidi 36, 59 (1969).

[3] *В.Г. Барьяхтар, А.А. Галкин*. Докт. АН СССР 227, № 5, 1079 (1976).

[4] *Л.С. Метлов*. Вестник Донецкого национального университета. Сер. А: Естественные науки, вып. 1, 219 (2009).

[5] *A. Khomenko, D. Troshchenko, L. Metlov*. Phys. Rev. E 100, 022110 (2019).

# МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ВТ1-0 В СУБ- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ

**Нарыкова М.В.[1], Бетехтин В.И.[1], Колобов Ю.Р.[2], Кадомцев А.Г.[1], Манохин С.С.[2], Амосова О.В.[1]**

*[1]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*

*[2]ФИЦ Проблем химической физики и медицинской химии РАН*

*Maria.Narykova@mail.ioffe.ru*

Титан с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой представляет значительный интерес для современных технологий. Такие материалы демонстрируют повышенный предел текучести (на 40–60% выше, чем у крупнозернистого титана) и улучшенную механическую прочность, что критично для авиакосмической промышленности, медицинских имплантатов и энергетического оборудования. Однако традиционный крупнозернистый титан (КЗ) обладает низкой усталостной стойкостью, что ограничивает его применение в условиях циклических нагрузок. Изучение этого материала в УМЗ-состояниях позволяет разрабатывать методы стабилизации их структуры, что необходимо для создания долговечных и надежных конструкций.

Ранее авторами установлено, что после воздействия гидростатического давления на субмикрокристаллический титан в определенной области его циклического нагружения наблюдается существенное повышение условного предела выносливости [1]. Поэтому целью данной работы является исследование микроструктурных изменений после усталостных испытаний при циклическом нагружении образцов сплава ВТ1-0 в двух УМЗ состояниях – суб- и микрокристаллических состояниях (далее – СМК и МК), предварительно обработанных высоким гидростатическим давлением, и сравнение этих данных с ранее полученными для исходных образцов. Высокое гидростатическое давление (1–1.5 GPa) применяется как эффективный метод постобработки для устранения дефектов пустотной природы, которые могут образовываться при интенсивной пластической деформации (ИПД).

Методом электронной микроскопии установлено, что в СМК состоянии зерна имеют размер 200-500 nm, что достигается сочетанием различного типа прокаток. МК состояние титана характеризуется размером зерна от 1 до 10μm. Такая структура формируется в результате рекристаллизационного отжига СМК-титана при 550°С.

В [1] было показано, что обработка высоким гидростатическим давлением существенно улучшает усталостные характеристики СМК-титана (при σ>650 MPa). При нагрузке 650 MPa число циклов до разрушения увеличивается в 2.5 раза (с $2\cdot10^5$ до $5\cdot10^5$ циклов). При понижении напряжения и увеличении числа циклов до разрушения ($N>10^6$) эффект роста условного предела выносливости заметно снижается. Для МК-титана эффект влияния давления существенно ниже, чем для СМК, во всем диапазоне напряжений.

Структурные исследования показали, что размер зерен и эволюция структуры в процессе циклических испытаний в образцах, предварительно обработанных давлением, принципиально не отличаются от соответствующих не обработанных давлением образцов. Однако уровень микронапряжений, связанных с высокой плотностью дислокаций и экстинкционных контуров, в обработанных давлением образцах заметно выше.

Для изучения изменения дефектной структуры в процессе циклических испытаний до и после обработки давлением образцов был использованы методы малоуглового рентгеновского рассеяния (МРР) и определение денситометрической плотности. Известно, что применение высокого давления является эффективным способом уменьшения пористости материалов. Анализ данных МРР с использованием приближения Гинье показал, что после давления объемная доля рассеивающих неоднородностей в МК и СМК уменьшилась. Согласно расчетам, их характерный размер до обработки давлением составил порядка 20 nm (для СМК и МК состояний). Объемная доля неоднородностей после воздействия высокого гидростатического давления для СМК состояния понизилась на 0.2 %, для МК эта величина существенно

меньше – менее 0.1%. После приложения давления в СМК состоянии можно отметить уменьшение размеров рассеивающих неоднородностей (при неизменной их концентрации), которое составило, согласно оценкам, порядка 10-15% - до 16-17 nm. Для МК состояния эти изменения малозаметны и составляют величину менее 5%. Денситометрические измерения подтвердили повышение плотности после давления для СМК (+0.2%) и МК (+0.11%). Таким образом, комбинация методов МРР и денситометрии позволяет точно оценивать микроструктурные изменения и оптимизировать параметры обработки.

Полученные данные свидетельствуют об устранении нанопор и повышении структурной однородности, что напрямую влияет на механические свойства. Более высокое значение плотности (до давления) для МК состояния обусловлено, очевидно, тем, что МК структура была сформирована из СМК-состояния рекристаллизационным отжигом. Термообработка, как известно, является эффективным способом залечивания микро- и нанопор, которые могут образовываться в процессе больших пластических деформаций в металлических материалах, что и ведет к повышению их плотности.

Проведенные исследования показали, что СМК-титан после обработки давлением демонстрирует оптимальное сочетание высокой прочности и усталостной стойкости, что делает его перспективным для критически важных применений. МК-титан менее чувствителен к обработке давлением, но сохраняет преимущества в условиях умеренных нагрузок.

Таким образом, показано, что нанопоры в УМЗ материалах играют критическую роль в процессе усталостного разрушения. Эти дефекты размером около 20 nm, выявленные методом МРР, выступают концентраторами напряжений и провоцируют более интенсивное зарождение микротрещин. В условиях длительной эксплуатации нанопористость приводит к ускоренному росту трещин за счет локализации пластической деформации вокруг пор.

Снижение нанопористости в УМЗ материалах критично для их применения в условиях длительных циклических нагрузок. Устранение этих дефектов улучшает усталостную прочность, что расширяет возможности использования титана ВТ1-0. Оптимизация обработки высоким давлением позволяет сохранить мелкозернистую структуру, обеспечивая баланс между прочностью и долговечностью.

*Работа выполнена в рамках государственного задания (тема № FFUG-2024-0032).*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Нарыкова М.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Колобов Ю.Р. // ФТТ. 2024. Т.66. 12. С. 2317 – 2320.

# ТЕРМОБАРИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ АЛМАЗНЫХ КОМПОЗИТОВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ С ДОБАВКАМИ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО АЛМАЗА

**Парницкий А.М., Сенють В.Т.**
*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь*
*e-mail: europacorp@tut.by*

Создание новых сверхтвердых композиционных материалов на основе алмазов является важной задачей современной материаловедческой науки. Основное внимание при разработке таких материалов уделяется исследованию их физико-механических характеристик, которые во многом определяются параметрами начального сырья и технологией его обработки. Среди ключевых факторов, влияющих на свойства готового композита, можно выделить фазовый состав, степень дисперсности алмазных порошков, а также особенности химического и структурного взаимодействия между компонентами шихты при спекании.

Процессы спекания алмазосодержащих материалов, как правило, проводятся в условиях высоких давлений, соответствующих области термодинамической стабильности алмаза. Это позволяет предотвратить фазовое превращение алмаза в графит, которое возможно при повышенных температурах в отсутствии высокого давления. Одним из методов повышения прочности и термической стабильности композиционных алмазных материалов является использование связующих фаз на основе карбидообразующих элементов. Такие элементы могут быть использованы как в чистом виде, так и в форме химических соединений или сплавов. Введение в матрицу наноструктурных карбидов, нитридов или боридов позволяет достичь повышения пластичности, увеличить устойчивость к термическому воздействию и существенно замедлить процессы рекристаллизации и фазовых превращений [1].

Основной целью работы являлось получение поликристаллического композиционного сверхтвердого материала, пригодного для инструментального применения, за счёт использования модифицированных алмазных порошков с добавками карбидообразующих элементов. Особое внимание уделялось модификации поверхности алмазных зерен элементами, способствующими формированию прочной межзеренной связки в ходе термобарической обработки.

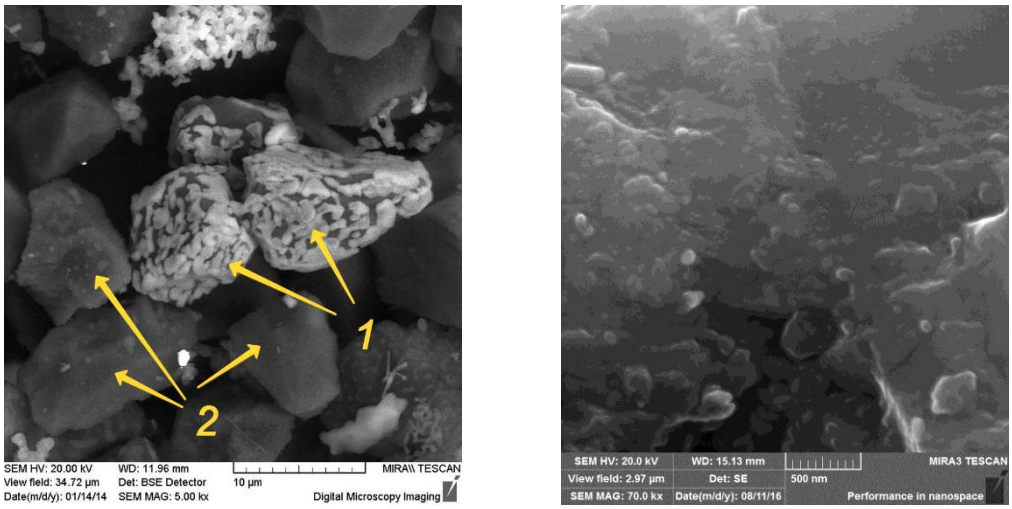
В качестве исходных порошков были использованы:

- нанопорошок УДА производства НП ЗАО «Синта» (г. Минск) с размером частиц 4–10 нм (ТУ РБ 28619110.001-95), модифицированный бором [2].
- микропорошок АСМ 14/10 алмазов статического синтеза, производства ПО «Кристалл» (г. Гомель), с размером частиц в диапазоне от 0,5 до 20 мкм, модифицированный кремнием.

Процесс получения композиционного алмазного материала включал два ключевых этапа:

- модифицирование поверхности алмазных порошков проводилось в герметичном контейнере с плавким затвором в восстановительной атмосфере, сформированной диссоциацией аммиака и присутствием хлоридов нужных элементов. Температура процесса варьировалась в пределах 800–950 °С, продолжительность изотермической выдержки составляла от 1 до 4 часов.
- термобарическое спекание шихты осуществлялось в аппарате высокого давления (АВД) типа «наковальня с лункой» с применением давления в диапазоне 5,5–7,5 ГПа и температуры 1650–1950 °С. В результате происходило формирование прочной наноструктурной связки на основе карбидообразующих компонентов.

В процессе модифицирования микропорошков алмаза кремнием последний адсорбируется на поверхности алмазных зерен в виде частиц каплевидной формы размерами 100–200 нм, которые в процессе роста объединяются в пленку, частично либо полностью покрывающую алмаз (рисунок 1, а). Исследования образцов композитов, полученных термобарическим спеканием, методами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа показали, что они имеют мелкозернистую структуру, на границах микрозерен алмаза присутствуют частицы УДА(В) (рисунок 1, б), которые располагаются в карбидной сетке.




**а)** **б)**

**Рисунок 1 – а) Внешний вид алмазных зерен АСМ 14/10 после модифицирования кремнием: 1 - зерна, покрытые кремнием; 2 – зерна без кремниевого покрытия;**
**б) морфология поверхности ПСТМ АСМ 14/10(Si)+УДА(B) после термобарической обработки (режим обработки: T = 1900 $^{o}$C, P = 6,5 ГПа, t = 20 с)**

На основе проведенных экспериментальных исследований и анализа полученных результатов были сделаны следующие выводы:

1. Установлено, что давление выше 6,5 ГПа инициирует активную пластическую деформацию алмазных зерен, способствуя формированию межзеренных связей, а высокая температура увеличивает этот эффект, ускоряя процессы спекания.
2. Использование наноалмазного порошка, модифицированного бором, позволяет активировать процесс спекания микропорошков и способствует образованию прочной структуры за счёт более эффективного связывания зерен.
3. Применение модифицирующих добавок позволяет снизить параметры давления и температуры, необходимые для эффективного спекания, без ухудшения свойств готового материала.
4. Полученные материалы могут быть рекомендованы для изготовления инструментов, работающих в условиях интенсивного износа, высоких температур и ударных нагрузок.

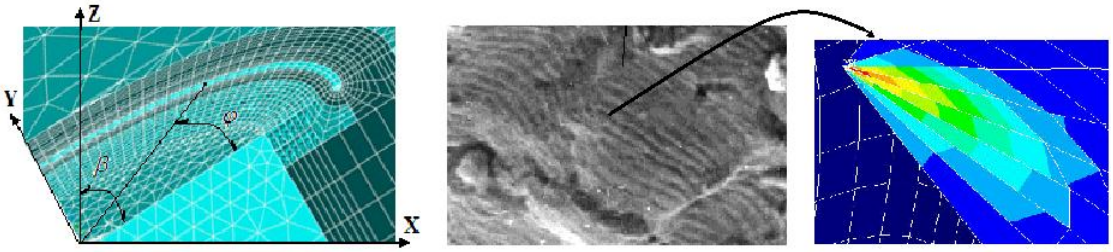
1. Ковалевский, В.Н. Структурообразование карбидокремниевой матрицы в композиции алмаз – карбид кремния / В. Н. Ковалевский, С. К. Гордеев, С. Б. Корчагина, И. В. Фомихина, А. Е. Жук // Огнеупоры и техническая керамика. – 2005. – № 5 – С. 8–14.
2. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П.А. Витязь [и др.] – Минск: Беларус. навука, 2013. – 381 с.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И МОРФОМЕТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗНООРИЕНТИРОВАННЫХ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКИХ МАЛОЦИКЛОВЫХ ТРЕЩИН

**Макаренко И.В.[1], Макаренко Л.В.[1]**
[1]*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук, Москва, Россия.*
*e-mail: I.V.Makarenko@yandex.ru*

В работе приведены результаты исследования моделирования развития пространственных малоцикловых трещин на основе функциональной взаимосвязи мезо структурных характеристик малоцикловой фрагментации их поверхностей с параметрами разрушения исследуемых трещин в сталях аустенитного класса для уточненного ресурса и живучести элементов авиационного, ракетно-космического, атомного и другого ответственного оборудования.

На основе представленных результатов экспериментальных исследований и численных расчетов параметров формоизменения, с учетом характеристик микрорельефа, сложной поверхности малоциклового разрушения наклонных поверхностных полуэллиптических трещин получена количественная оценка исследуемых величин.




**(a)** **(b)** **(c)**

**Рисунок 1 – Конечно элементная модель трещины малоциклового разрушения – (a); электронно-фрактографическое изображение микрорельефа в соответствующей точке поверхности – (b); и удельная упругопластическая энергия деформирования затраченная на образования одной бороздки в точке трещины – (c).**

$$\left\{\tilde{\lambda}_{\varphi i}, \widetilde{\Delta W}_{p\varphi}, \widetilde{K}_{i\varphi e,} b/a\right\} = F\left(\sigma_{bi}, \sigma_{Ti}, \bar{e}_{fi}, \bar{e}_c, b/t, B_i, \varphi\right)$$

Здесь: $\tilde{\lambda} = \lambda_b / \lambda_a$; $\lambda_b$, $\lambda_a$ –ширина фрактографических бороздок в направлении полуосей *b* и *a* трещины; $\widetilde{K}_{Ie\varphi} = K_{Ie\varphi=\pi/2} / K_{Ie\varphi=0}$; $K_{Ie\varphi=\pi/2}$, $K_{Ie\varphi=0}$ - соответственно коэффициенты интенсивности деформаций в самой глубокой и поверхностной точках; *t*- толщина образца; $\sigma_{bi}$, $\sigma_{Ti}$ - соответственно локальные пределы прочности и текучести материала в *i* – зоне, $\varphi$ эллиптический угол; $\widetilde{\Delta W}_{p\varphi} = \Delta W_{p\varphi=\pi/2} / \Delta W_{p\varphi=0}$; $\Delta W_{p\varphi=\pi/2}$ и $\Delta W_{p\varphi=0}$ - соответственно величины удельной упругопластической энергии затраченной на образование одной бороздки в самой глубокой и поверхностной точках трещины; $\bar{e}_{fi}$ – относительная локальная деформация разрушения.

На основе предложенной методологии определения параметров нелинейной механики разрушения по характеристикам морфологии поверхностей разрушения дана обоснованная оценка кинетики формоизменения поверхностей наклонных полуэллиптических трещин с учетом характеристик их микро и мезо рельефа.

# КОНТРОЛЬ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ ЧУГУНА МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ

**Крень А.П.[1], Ланцман Г.А.[1], Мацулевич О.В.[1], Протасеня Т.А.[1], Турсунов Н.К.[2], Уразбаев Т.Т.[2]**

[1]*Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси, г. Минск, Беларусь, 7623300@gmail.com*

[2]*Ташкентский государственный транспортный университет, г. Ташкент, Узбекистан, u_nadir@mail.ru*

Основные характеристики чугуна определяются формой и размерами графитовых включений, а также свойствами его металлической матрицы. Некоторые параметры формируются непосредственно в процессе литья и не могут быть изменены, а некоторые могут корректироваться процессом термической обработки. По этой причине оперативный контроль физико-механических характеристик чугуна имеет особое значение.

Наиболее полные сведения о свойствах чугуна может дать инструментальное индентирование, заключающееся в записи кривой нагружения материала в координатах «глубина внедрения – контактное усилие» при вдавливании индентора в полупространство материала. Данная диаграмма несет информацию об основных механических характеристиках. Однако для их определения необходима разработка соответствующих алгоритмов, которые могут отличаться в зависимости от природы материала.

Включения графита могут иметь размеры 15-1000 мкм для пластинчатого графита и 15-500 мкм для шаровидного. Кроме того, само распределение графита в структуре чугуна может быть как равномерным, так и неравномерным. Устранить разброс показаний при динамическом инструментальном индентировании, вызванный структурной неоднородностью, очевидным образом можно за счет создания деформации, затрагивающей все структурные составляющие.

Для усреднения данных по структуре и свойствам чугуна в [1] показано, что минимальный достаточный линейный размер области (поверхности) деформирования должен составлять порядка 350 мкм (для высокой твердости ~500 *HBW*) и 500 мкм (для низкой ~100 *HBW*). Также для объективной оценки прочности и твердости материала чугун должен находиться в состоянии полной пластичности. В случае сферического индентора это означает, что эквивалентная деформация $\varepsilon_r$ должна находиться в диапазоне 0,04< $\varepsilon_r$ <0,12 [2, 3]. При таком подходе зависимость среднего контактного давления (твердости) от прикладываемого усилия примет практически постоянное значение, что позволит в дальнейшем исключать влияние величины деформации на измеряемые характеристики и учитывать только влияние динамичности нагружения (скорости деформации).

За меру твердости испытуемого материала, если напряжения, создаваемые при ударе, выходят далеко за предел упругости, в портативных твердомерах принимают коэффициент восстановления скорости индентора $e=V_{min}/V_{max}$, здесь $V_{min}$ и $V_{max}$ – скорость отскока и подлета индентора соответственно. Для родственных материалов *e* изменяется пропорционально статической твердости и, следовательно, может служить условным параметром твердости. Для материалов с различными модулями упругости таких, как чугун, динамическая твердость и *e* не будут находиться в постоянном соотношении со статической твердостью.

Если использовать при измерениях индентор из одного материала с одним диаметром *D* и постоянной скоростью $V_{max}$, то коэффициент восстановления *e* будет пропорционален потенциальной энергии упругого деформирования при ударе и являться функцией статической твердости $HBW$ и модуля упругости $E$ образца:

$$e = f(HBW, E) \tag{1}$$

Таким образом, можно утверждать, что для расчета статической твердости $HBW$ необходимо определить ее как функцию двух переменных *E* и *e*.

Рассчитать *E* по данным ударного индентирования можно исходя из положений, изложенных в [4, 5], а для расчета такой важной характеристики как предел прочности $\sigma_в$ воспользуемся связью между прочностью, модулем упругости и твердостью [6]:

$$\sigma_в = kE * HBW, \quad (2)$$

где *k* – коэффициент, зависящий от вида чугуна.

Экспериментальная проверка изложенных положений осуществлялось с помощью оборудования, разработанного в ИПФ НАН Беларуси [7], позволяющего регистрировать текущую скорость индентора и всю кривую динамического нагружения. При испытаниях использовался сферический индентор с *D*=1,8 мм, а $V_{max}$ составляла порядка 1,9 м/с. Истинные значения твердости *HBW* получали с помощью статического твердомера при нагрузке *P*=7355 Н и диаметре индентора 5 мм. Значение предела прочности образцов измеряли на универсальной испытательной машине.

Высокоскоростное индентирование позволило определить коэффициент восстановления скорости *e* и модуль упругости *E*. На рис. 1 приведена зависимость *HBW*=*f*(*e, E*).

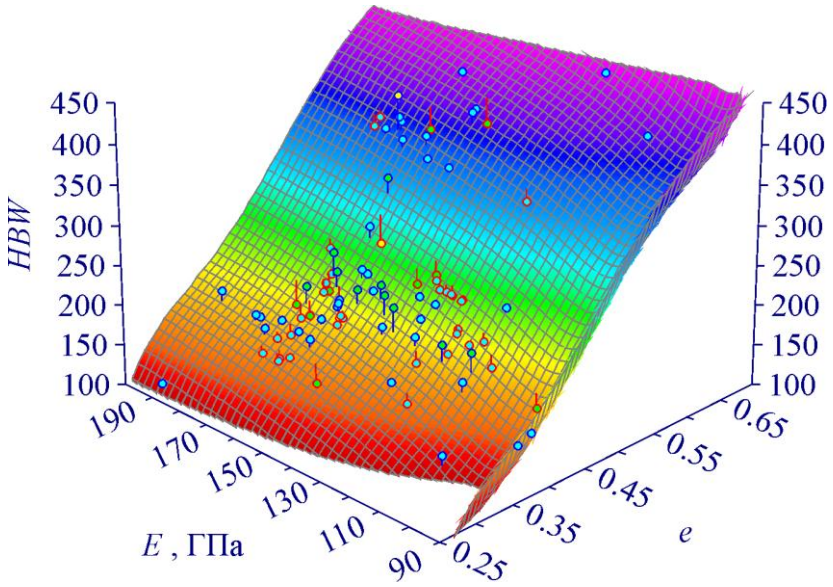



**Рисунок 1 – Поверхность, описывающая связь *HBW*=*f*(*e, E*)**

Эксперименты показали, что точность определения статической твердости по Бринеллю при использовании только значений *e* достаточно низкая: наблюдаются расхождения до 75 единиц. Твердость 40 % образцов определялась с погрешностью выше 15 единиц (допустимой величины погрешности при промышленном контроле). При расчете статической твердости, как функции двух переменных *HBW*=*f*(*e*, *E*) отклонение свыше 15 единиц (16-30 единиц) имело только 16 % образцов. При этом проведенный анализ выбросов показал, что все они были вызваны анизотропией свойств по глубине образцов или изменением свойств поверхности (металлической матрицы) в результате резки или охлаждения деталей при выплавке.

Для проверки возможности контроля предела прочности из материалов были случайным образом отобраны образцы с различной структурой, обладающие достаточной однородностью. Эти образцы были испытаны на разрывной машине с получением значения предела прочности при разрыве. На рис. 2 представлена зависимость предела прочности $\sigma_в$ от произведения *HBW·E.*

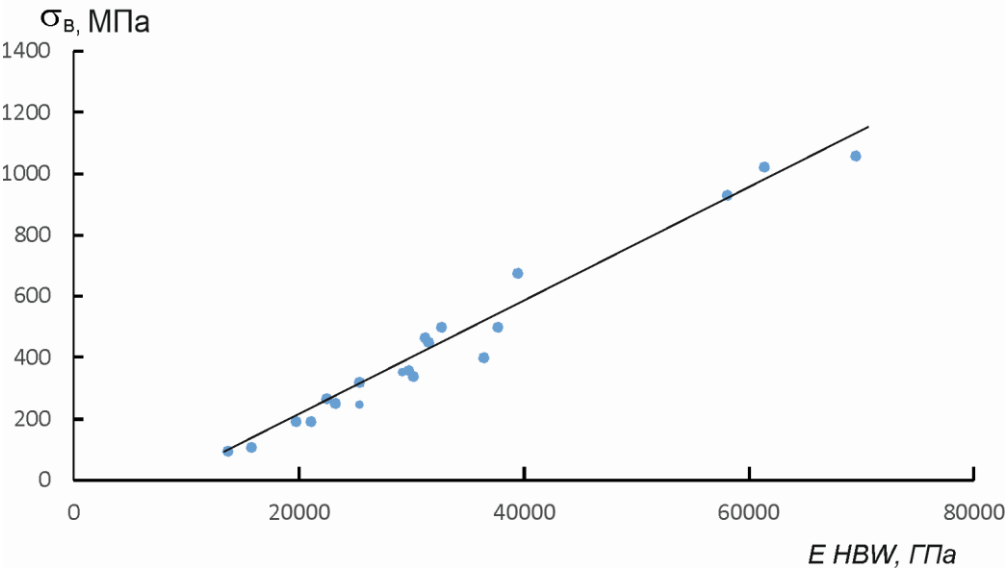



**Рисунок 2 – Зависимости для определения $\sigma_в$ чугуна различных марок**

Как видно из рис.2 связь имеет устойчивый характер. По результатам представленных исследований можно утверждать, что метод динамического микроиндентирования может успешно применяться для контроля физико-механических характеристик чугуна. Он позволяет достаточно достоверно измерить твердость в диапазоне 90–450 *HBW*, модуль упругости в диапазоне 80–190 ГПа, предел прочности в диапазоне 100–1100 МПа.

**Благодарности**

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований: конкурс БРФФИ–МИРРУ 2023, проект Т23УЗБ-035 «Изучение процессов структурообразования и локального деформирования чугунов с целью создания их улучшенных марок, методик и средств неразрушающего контроля физико-механических характеристик».

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Jian Weng, Rebecka Lindvall, Kejia Zhuang, Jan-Eric Stahl, Han Ding, Jinming Zhou A machine learning based approach for determining the stress-strain relation of grey cast iron from nanoindentation // Mechanics of Materials, Volume 148, 2020, 103522.

2. Johnson KL. Contact Mechanics. Cambridge: Cambridge University Press; 1985:448-452.

3. Kren A., Machikhin A., Marchenkov A. Impact indentation of metals in the transition region from the elastic to plastic state // Journal of Materials Science. 2023. Т. 58. № 2. С. 961-970.

4. Контроль неразрушающий. Определение физико-механических характеристик конструкционных материалов методами индентирования: СТБ 2495-2017. – Введ. 01.09.2017. – Минск: Госстандарт, 2017. – 40 с.

5. Kren A.P., Protasenia T.A., Rudnitskii V.A., Arnautov A.K. Complex of devices for determining the physical and mechanical properties of the carbon materials used in the rocket and space technology by the impact indentation method // Mechanics of Composite Materials. 2015. Т. 51. № 2. С. 225-230.

6. Чугун : справочник / А.Д. Шерман и др.; Под ред. А.Д. Шермана, А.А. Жукова М. : Металлургия, 1991, 576 с.

7. Kren A., Machikhin A. Evaluation of properties in bitumen insulation by impact microindentation on the base of rheological models // Mechanics of Time-Dependent Materials. 2025. Т. 29. № 1. С. 26.

# ВЛИЯНИЕ ГОМОГЕНИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 2CU2MN АЛТЭК

**Коновалов С.В., Арышенский Е.В., Левагина А.А.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, konovalov@sibsiu.ru*

Уникальные эксплуатационные характеристики алюминиевых сплавов позволяют применять их в широком диапазоне условий: от работы при повышенных температурах до использования в криогенных установках, от постоянных статических нагрузок до динамического нагружения, в различных климатических зонах. Разнообразие эксплуатационных требований стало причиной для разработки целого спектра алюминиевых сплавов с принципиально различающимися физико-механическими свойствами [1].

Наибольшие перспективы для практического применения имеют технологичные сплавы, сочетающие улучшенные эксплуатационные свойства и экономически выгодную технологию производства. Примером таких перспективных материалов являются сплавы АЛТЭК [2-3] – термопрочные алюминиевые сплавы системы Al-Cu-Mn с содержанием легирующих элементов до 3%. Особенность сплавов заключается в возможности формирования равновесной структуры, состоящей из твердого алюминиевого раствора и фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Частицы последней фазы наноразмерны и способны сдерживать процессы рекристаллизации и возврата до 400°С. Благодаря равновесной структуре существует возможность исключения гомогенизационного отжига слитка из технологического цикла. Существует возможность дополнительного упрочнения сплавов посредством введения легирующих добавок. Однако дополнительное легирование сплавов АЛТЭК приводит к образованию неравновесных эвтектических фаз, что делает проведение гомогенизационного отжига обязательной операцией. При этом изучение влияния гомогенизирующего отжига целесообразно начинать с базовой композиции Al-Cu-Mn, чтобы затем оценить влияние на этот процесс других легирующих компонентов. Исходя из этого, целью данной работы является изучение влияние гомогенизирующего отжига на микроструктуру и свойства сплава АЛТЭК 2Cu2Mn.

**Методика исследования**

В качестве исходных материалов для получения расплава применялись: алюминий марки А85Si, технически чистая медь М1, прессованные таблетки марганца Mn90, плавка осуществлялась в плавильной печи Xtoki. Было получено два слитка посредством кристаллизации в стальном кокиле. Первый слиток не был гомогенизирован перед деформационной обработкой. Второй подвергся отжигу при температуре 450°С, 30 часов. Далее из обоих слитков изготавливались листы толщиной 1 мм путем горячей (380-420°С) и холодной прокатки на стане DIMA 300 с суммарным относительным обжатием 50% и с промежуточным отжигом 350°С полчаса в муфельной печи THERM CONCEPT KM 70/06/A. Затем проводились заключительные отжиги в интервале температур 300..500°С с шагом 100°С, 3 часа. Зеренная микроструктура сплава в литом состоянии изучалась с помощью оптического микроскопа Axiovert-40 MAT от компании Carl Zeiss.

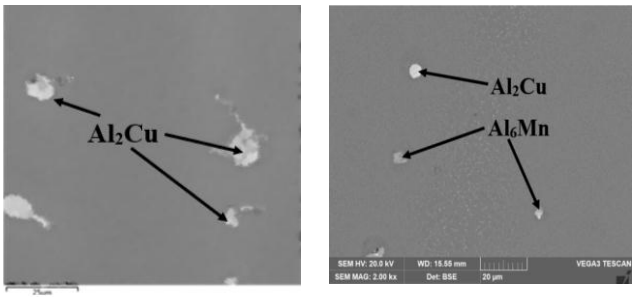
Измерение микротвердости проводилось в литом состоянии и после гомогенизационного отжига на цифровом стационарном твердомере модели HV-1000 по методу Микро-Виккерса (испытательное усилие 0.2452 Н). Для исключения влияния границ зерен и крупных интерметаллидов измерения проводили в теле зерна.

Изменение механических свойств исследовалось в процессе проведения заключительных отжигов с использованием методики ГОСТ 10446-80. Испытания проводили на универсальной машине Zwick / Roell Z050 методом одноосного растяжения в соответствии с ISO 6892-1. Расчеты предела текучести, предела прочности и относительного удлинения выполнялись на основании результатов испытаний согласно ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 11150-84.

**Результаты и их обсуждение**

Микроструктура сплава характеризуется дендритным зерном размером до 3 мм, что характерно для низколегированных алюминиевых сплавов, отлитых в стальной кокиль.

Структура сплавов, изученная методом СЭМ, представлена на рис.1.



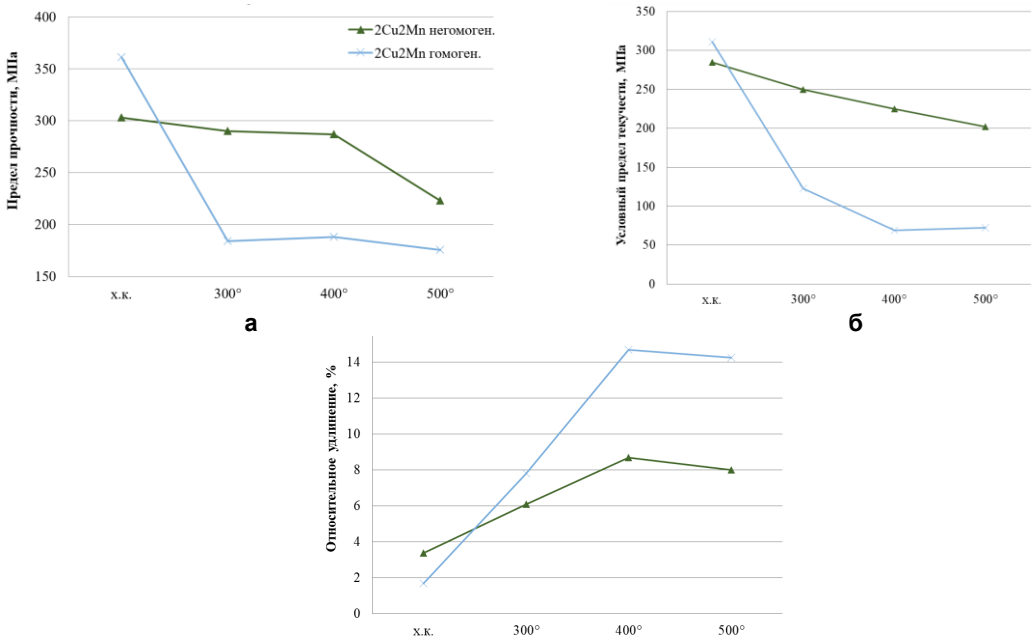

а б

**Рисунок 1 – Структура сплава 2Cu2Mn (СЭМ)**
**а – до гомогенизационного отжига, б – после гомогенизационного отжига**

Гомогенизационный отжиг оказал благоприятное воздействие на размер и конфигурацию частиц. В литом состоянии частицы $Al_2Cu$ имели размеры около 13 мкм, после проведения отжига они приобрели более компактную глобулярную форму размерами до 5 мкм. Частицы $Al_6Mn$ найдены только в гомогенизированных образцах размерами до 4 мкм. Концентрация меди в твердом растворе увеличилась с 1,3% до 2,0%, в то время как концентрация марганца уменьшилась с 1,8% до 1,4%.

Микротведость сплава повысилась после проведения гомогенизационного отжига с 58 до 61,2 HV. Данное явление может быть связано с растворением первичных частиц $Al_2Cu$ на что также указывает повышение концентрации меди в твердом растворе.

Изменение механических свойств гомогенизированных и негомогенизированных образцов приведено на рисунке 2.




в

**Рисунок 2 – Влияние термической обработки на механические свойства гомогенизированного и негомогенизированного сплава АЛТЭК**
**а – предел прочности ($\sigma_в$), МПа; б – условный предел текучести ($\sigma_т$), МПа; в – относительное удлинение (δ), %**

Согласно результатам, гомогенизационный отжиг значительно влияет на механические свойства: гомогенизированный сплав термически нестабилен. Негомогенированный сплав, изначально имея более низкие прочностные показатели, сохраняет прочность до отжига 400°С, 3 часа (включительно). В данном температурном диапазоне $\sigma_в$ сплава снижается не более чем на 50% по сравнению с холоднокатанным состоянием (с 303 МПа до 287 МПа). В то время как $\sigma_в$ гомогенизированного сплава снижается при температуре 300°С почти в 2 раза (с 361 до 184 МПа). $\sigma_т$ негомогенизированного сплава также стабилен при повышенных температурах. Ожидаемо, что *δ* гомогенизированного сплава выше значений негомогенизированного на всех этапах проведения отжигов. Поведение негомогенизированного сплава согласуются с существующими исследованиями и объясняется торможением процессов возврата и рекристаллизации частицами $Al_{20}Cu_2Mn_3$, образующимися при температуре около 300°С [2-3]. Несмотря на то, что в гомогенизированном сплаве частицы также должны выделяться при термомеханической и дальнейшей термической обработке, впоследствии они не способны сдерживать разупрочнение. Скорее всего, это связано с длительной гомогенизацией слитков (30 часов) при достаточно высоких температурах, при которой частицы приобрели крупный размер.

**Вывод**

Длительный гомогенизационный отжиг не рекомендован для сплавов АЛТЭК, поскольку приводит к разупрочнению при температуре отжига 300°С и более, что связано с укрупнением частиц $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Лента из негомогенизированного и гомогенизированного сплавов характеризуется следующими механическими свойствами после проведения отжига 400°С, 3 часа: $\sigma_в$ – 287 и 188 МПа, $\sigma_т$ - 225 и 69 МПа, δ - 8,7 и 14,7% соответственно. При неизбежности гомогенизационного отжига его продолжительность следует снижать.

**Благодарности:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00064, https://rscf.ru/project/24-19-00064/.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Бажин В. Ю., Чан Д. Х. Технологии литья и прокатки алюминиевых сплавов: цифровизация и перспективы применения // Инженерный вестник Дона. Дон: Инженерный вестник Дона. – 2007. С 11-15.

2. Белов Н.А. и др. Обоснование концентрации меди в термостойких деформируемых алюминиевых сплавах, содержащих 2 мас.% Mn // Физика металлов и металловедение. 2020. №. 12. С. 1315-1323.

3. Белов Н. А. и др. Технологичность и эволюция структуры цилиндрических слитков сплава Al-2% Cu-2% Mn в процессе обработки давлением // Цветные металлы. – №. 1. – С. 77-82.

# СВЕРХЭЛЛАСТИЧНОСТЬ В ПОЛИ- И МОНОКРИСТАЛЛАХ NiMnGaFe

**Дмитриенко М.С., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.**
*НИ ТГУ, г. Томск, Россия, max06.2002@mail.ru*

Разработка сплавов с памятью формы предполагает достижение заданных характеристик проявления эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ), таких как определённый диапазон рабочих температур, высокая обратимая деформация, а также высокая циклическая стабильность. Одним из ключевых параметров применения материалов являются высокие температуры, при которых проявляются ЭПФ и СЭ. Согласно [1], высокотемпературными считаются сплавы, проявляющие ЭПФ и СЭ при температурах выше 373 К (100 ºС). Яркими представителями высокотемпературных сплавов с памятью формы являются $Ni_2MnGa$. Последние исследования показали [2-4], что добавление Fe в состав хрупкого сплава $Ni_2MnGa$ способствует значительному улучшению его пластичности. Однако остается не ясным каково влияние содержания Fe на развитие высокотемпературной СЭ. Зачастую изменение химического состава позволяет увеличивать температуры МП, но приводит к потере СЭ при выделении пластичной γ-фазы. Поэтому данная работа посвящена исследованию закономерностей развития МП и СЭ в высокотемпературных поли- и монокристаллах NiMnGaFe при деформации сжатием.

Поликристаллы сплавов $Ni_{56}Mn_{10}Ga_{25}Fe_9$ (ат.%) (MnFe-9), $Ni_{52}Mn_{17}Ga_{21}Fe_{10}$ (MnFe-10), $Ni_{56}Mn_9Ga_{19}Fe_{16}$ (MnFe-16) изготовлены методом электродуговой плавки из компонентов высокой чистоты. Монокристаллы $Ni_{54}Mn_{12}Ga_{25}Fe_9$ выращены методом Бриджмена, образцы (размерность 3 × 3 × 6 мм) вырезаны с осью сжатия вдоль [001]-направления. Химический состав сплавов $Ni_2MnGa$-Fe выбирался на основе работ [5, 6], для получения высокой температуры $M_s$. Методика испытаний подробно представлена в [7].

Во всех исследованных поликристаллах после плавки обнаружено развитие термоупругих МП. Температуры МП представлены в табл. 1. В сплавах MnFe-9 и MnFe-10, где содержание Fe в матрице близкое, температуры $M_s$ близки, а в сплавах MnFe-16, где содержание Fe выше, температуры ниже, что согласуется с [2–4]. В работах [2–4] показано, что в сплавах NiMnGaFe реализуется МП из $L2_1$-аустенита в тетрагональный немодулированный мартенсит через промежуточный слоистый модулированный мартенсит 10M и/или 14M.

**Таблица 1 – Значения температур МП при охлаждении/нагреве и содержание γ-фазы в поликристаллических образцах**

| Сплав | $M_s$, K | $M_f$, K | $A_s$, K | $A_f$, K | γ-фаза, % | СЭ |
|---|---|---|---|---|---|---|
| MnFe-9 | 423 | 391 | 405 | 435 | нету | + |
| MnFe-10 | 423 | 397 | 404 | 428 | 25-30 % | - |
| MnFe-16 | 365 | 349 | 355 | 368 | 55-60 % | - |

В сплавах MnFe-10 и MnFe-16 содержится большая объемная доля (25–30 % и 55–60 %) γ-фазы (ГЦК решетка) (рис. 1). Во всех случаях γ-фаза обогащена по Fe и обеднена по Mn и Ga, что согласуется с [2]. Выделение γ-фазы приводит к сильному изменению химического состава матрицы по сравнению с номинальным составом. Вторичная фаза выделяется крупными областями размером 20–100 мкм в MnFe-10 и 50–500 мкм в MnFe-16. Области γ-фазы не испытывают МП, уменьшают объемную долю матрицы, испытывающей МП, могут индуцировать образование вариантов мартенсита, отличных от основного ориентированного варианта мартенсита напряжений. Высокотемпературные отжиги при 1273 К в течение 1–4 ч не привели к растворению γ-фазы.

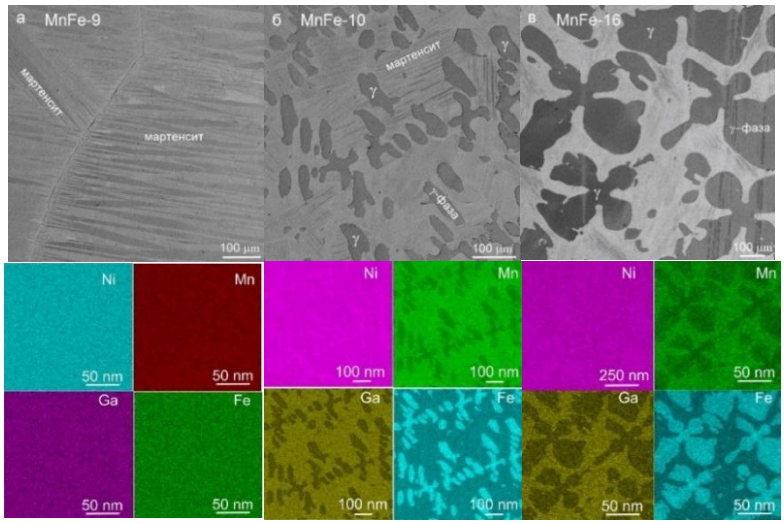



**Рисунок 1 – Результаты электронномикроскопических исследований поверхности с распределением по элементам для сплавов MnFe-9 (а), MnFe-10 (б) и MnFe-16 (в)**

В сплавах MnFe-10 и MnFe-16 гетерофазная структура приводит к высоким критическим напряжениям ($\sigma_{cr}$) для образования ориентированного мартенсита при T > $A_f$ (рис. 2). Большая объемная доля пластичной γ-фазы приводит к невысокому пределу текучести мартенсита ($\sigma_{cr}^{M}$): 800–860 МПа при 295 К. В сочетании с высокими напряжениями образования мартенсита $\sigma_{cr}$, которые в 2,8–3,4 раза ниже $\sigma_{cr}^{M}$, это препятствует развитию СЭ в сплавах MnFe-10 и MnFe-16. При температуре выше конца обратного МП ($A_f$) вся заданная деформация является необратимой. Аналогичные результаты получены в работе [8], где показано, что в сплавах NiMnGaFe с высоким содержанием Fe и большой объемной долей γ-фазы степень обратимости заданной деформации низкая.

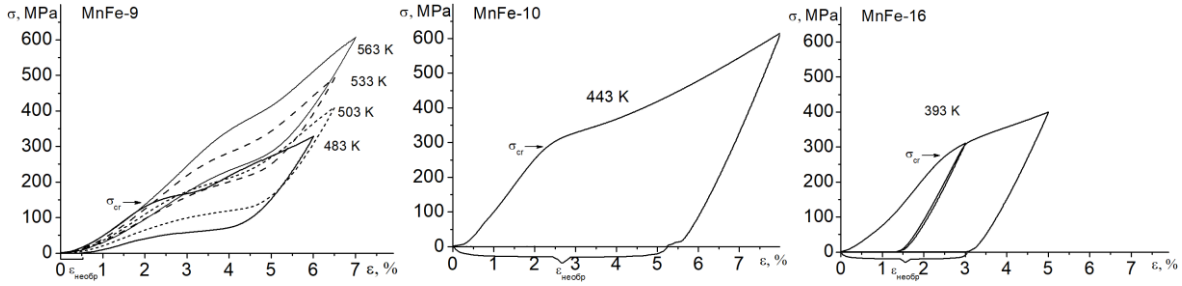



**Рисунок 2 – Кривые σ(ε) при T > $A_f$, демонстрирующие развитие или отсутствие СЭ в сплавах MnFe-9, MnFe-10 и MnFe-16 при сжатии**

В сплаве MnFe-9 не обнаружено γ-фазы (рис. 1 а), химический состав матрицы однороден и близок к номинальному. Отсутствие вторичной фазы приводит к низким напряжениям образования ориентированного мартенсита $\sigma_{cr}$ при T > $A_f$ (рис. 1). Предел текучести мартенсита при 295 К в сплавах MnFe-9 составляет 720 МПа, что ниже, чем с высоким содержанием Fe. Однако в сплаве MnFe-9 обнаружена высокотемпературная СЭ. Причиной является отсутствие γ-фазы в сплаве MnFe-9, поэтому МП происходит при низком уровне напряжений, в 5–8 раз ниже предела текучести мартенсита, в отличие от сплавов MnFe-10 и MnFe-16, где уровень образования мартенсита всего в 2,8–3,4 раза ниже предела текучести мартенсита. Таким образом, важное значение для наблюдения СЭ является и предел текучести мартенсита, и уровень критических напряжений развития МП, и их взаимное соотношение.

Для увеличения прочностных свойств, расширения интервала развития СЭ, минимизации механического гистерезиса в работе получены монокристаллы с химическим составом близким к $Ni_{56}Mn_{10}Ga_{25}Fe_9$ и вырезаны образцы вдоль высокопрочной [001]-ориентации. Ввиду ограничения возможности провести

ориентировку монокристаллов с температурой $M_s$ выше 400 К, химический состав был скорректирован от $Ni_{56}Mn_{10}Ga_{25}Fe_9$ до $Ni_{54}Mn_{12}Ga_{25}Fe_9$ (ат. %). Температуры термоупругого МП в полученных монокристаллах $Ni_{54}Mn_{12}Ga_{25}Fe_9$ после роста составляют $M_s$ = 293 К, $M_f$ = 283 К, $A_s$ = 292 К, $A_f$ = 302 К, что являются ниже, чем до корректировки химического состава.

На рис. 3 представлены кривые σ(ε) для монокристаллов $Ni_{54}Mn_{12}Ga_{25}Fe_9$ после роста. При сжатии вдоль [001]-ориентации обнаружена СЭ в интервале от 323 до 423 К. Прочностные свойства мартенсита за счет выбора [001]-ориентации увеличились в 2 раза (до 1450 МПа), по сравнению с поликристаллами $Ni_{56}Mn_{10}Ga_{25}Fe_9$ (рис. 3 б). При этом механический гистерезис уменьшился в 5-8 раз от 110-150 до 20-30 МПа. Максимальная заданная деформация до разрушения составляет 19 %. Максимальная пластичность сплавов NiMnGa обнаружена в работе [9] на $Ni_{54}Mn_{25}Ga_{21}$ и составляет 20.5 %, однако предел текучести низкий (менее 700 МПа). В полученных монокристаллах $Ni_{54}Mn_{12}Ga_{25}Fe_9$ при той же пластичности уровень прочностных свойств мартенсита в 2 раза выше. Соотношения высокой пластичности (28 %) и высокой прочности (1700 МПа) достигали и в работе [8] в $Ni_{56}Mn_{17}Fe_8Ga_{19}$, однако, за счет высокого содержания γ-фазы в них низкая степень обратимости заданной деформации.

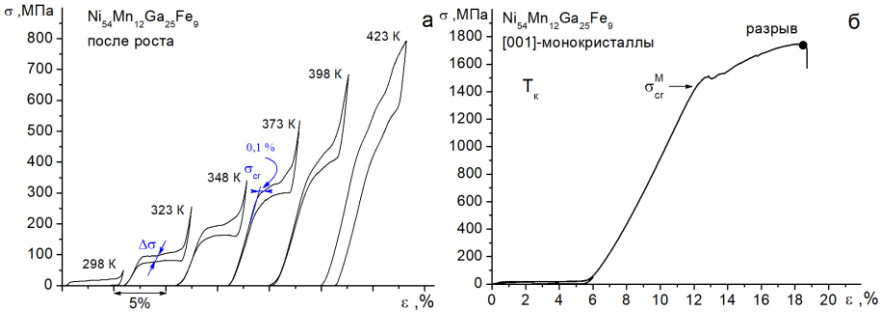



**Рисунок 3 – Кривые σ(ε) при нагрузке/разгрузке демонстрирующие развитие СЭ (а) и кривая σ(ε) при 295 К < $M_s$, демонстрирующая прочностные свойства мартенсита (б), в [001]-монокристаллах $Ni_{54}Mn_{12}Ga_{25}Fe_9$ при сжатии**

Таким образом, в сплавах на основе $Ni_2MnGa$-Fe проведен поиск, отобраны составы с высокими температурами МП, проведено исследование микроструктуры, высокотемпературной СЭ и прочностных свойств мартенсита. Обнаружен высокотемпературный сплав $Ni_{54}Mn_{12}Ga_{25}Fe_9$ в котором: не обнаружена γ-фаза, наблюдается высокотемпературная СЭ с широким интервалом развития СЭ (от 323 до 423 К), обладает высокой пластичностью (19 % до разрушения) и прочностными свойствами мартенсита (1450 МПа)

*Исследование выполнено при поддержке гранта РНФ (№ 24-19-00242).*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. J. Ma, I. Karaman, R. D. Noebe, Int. Mater. Rev., 55, 257–315 (2010).
2. S. Yang, Y. Liu, C. Wang et al., Acta Mater., 60, 4255–4267 (2012).
3. S.K. Sarkar, A. Biswas, P.D. Babu et al., J. Alloys Compd., 586, 515–523 (2014).
4. Y. Liu, X. Zhang, D.Xing et al., Mater. Sci. Eng. A, 636, 157–163 (2015).
5. D. Soto, F. A. Hernández, H. Flores-Zúñiga et al., Phys. Rev. B, 77, 184103 (2008)
6. V.A. Chernenko, Scr. Mater., 40, 523–527 (1999).
7. E.E. Timofeeva, E.Yu. Panchenko, M.V. Zherdeva et al., Mater. Lett. 380, 137744 (2025)
8. Y. Xin, Y. Li, L. Chai et al., Scr. Mater., 57, 599–601 (2007).
9. H. Xu, Y. Ma, C. Jiang, Appl. Phys. Lett., 82, 3206–3208 (2003).

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ В РЕЛЬЕФНЫХ ВАЛКАХ

**Панин Е.А.[1,*], Лежнев С.Н.[1], Найзабеков А.Б.[1], Есболат А.Б.[2], Панин Д.А.[2]**
*[1]Рудненский индустриальный университет, Рудный, Казахстан*
*[2]Карагандинский индустриальный университет, Темиртау, Казахстан*
*cooper802@mail.ru*

Авторами работы предлагается новый метод прокатки, который позволяет одновременно создавать деформацию сдвига в продольном и поперечном направлениях. Этот эффект достигается за счет использования рельефных валков с коэффициентом асимметрии. В работе [1] было проведено всестороннее теоретическое исследование этого метода прокатки с использованием конечно-элементного моделирования. Это исследование продемонстрировало преимущество использования трапециевидного рельефа по сравнению с радиальным. Кроме того, было исследовано несколько технологических схем деформирования. Результаты показали, что деформация заготовки без сдвига по ширине и без точения приводит к наиболее выраженному влиянию фактора асимметрии. Целью данного исследования является изучение влияния асимметричной прокатки в рельефных валках на эволюцию микроструктуры и механические свойства алюминиевого сплава Al6063 с помощью экспериментального подхода. Научная новизна проведенного исследования заключается в установлении зависимостей измельчения микроструктуры и изменения механических свойств от количества проходов, а также определении наиболее эффективной технологии деформирования по сравнению с известными способами прокатки.

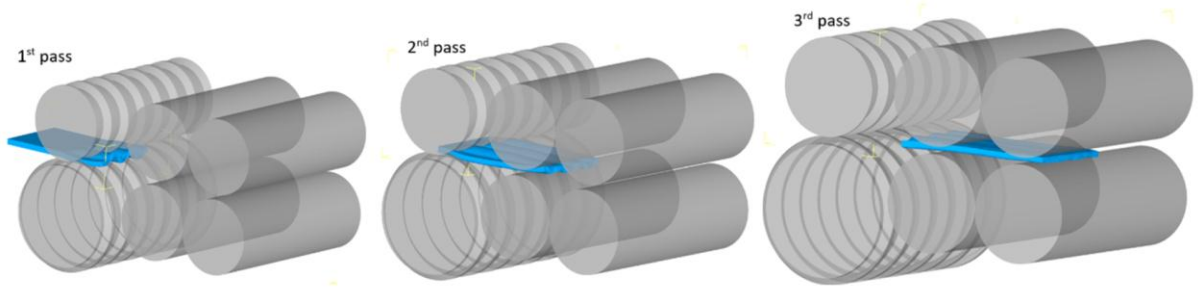



**Рисунок 1 – Этапы прокатки по проходам**

Лабораторный эксперимент проводился в соответствии с разрабатываемой технологией деформирования (рис. 1). После прокатки в рельефных валках заготовка подвергалась двухэтапному выравниванию в гладких валках. Коэффициент асимметрии рельефных валков составлял 1,5, что отражало разницу в диаметре между двумя валками: нижний валок имел диаметр 300 мм, в то время как верхний валок имел диаметр 200 мм (рис. 2). Зазор на втором этапе выравнивания (третий проход) был установлен равным толщине заготовки, в то время как на первом этапе выравнивания (второй проход) зазор был установлен равным половине разницы в высоте заготовки до и после прокатки в рельефных валках. Как указывалось в работе [2], высота заготовки увеличивается примерно на 75-80% после первого прохода. В соответствии с этим принципом расстояние между валками на втором этапе было установлено равным 14 мм. Формоизменение алюминиевой заготовки показано на рисунке 3.

Скорость прокатки на лабораторном стане была постоянной и составляла 60 оборотов в минуту. В работе [1] были исследованы различные технологические схемы этого метода с точки зрения равномерности и интенсивности обработки металла. Было выявлено, что наиболее эффективной схемой является деформирование заготовки без каких-либо поворотов и перемещений вдоль бочки валка. Поскольку в данной работе изучается эффект асимметрии, было решено провести деформацию по этой схеме.

**Рисунок 2 – Прокатная клеть с рельефными валками**

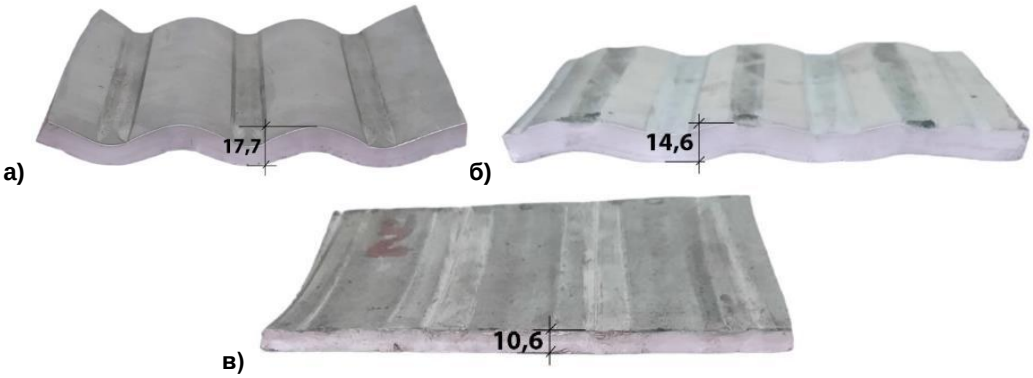



**Рисунок 3 – Формоизменение в ходе эксперимента: а – после прокатки в рельефных валках (проход 1); б - после 1-го этапа выравнивания (проход 2); в - после 2-го этапа выравнивания (проход 3)**

Чтобы оценить эффективность исследованной схемы деформирования, результаты были сопоставлены с результатами симметричной прокатки в рельефных валках с последующим выравниванием, а также с обычной прокаткой в гладких валках. Анализ эволюции микроструктуры показал, что трех циклов деформации достаточно для увеличения размера исходного зерна более чем в три раза для сплава Al6063. И наоборот, было замечено, что отсутствие эффекта асимметрии снижает интенсивность измельчения зерна примерно на 30% в обоих случаях. Анализ изменений механических свойств показал, что исследуемая технология деформирования является наиболее эффективным методом среди изученных способов деформирования, так как позволяет получить самые высокие значения прочностных показателей.

*Данная работа выполнена в рамках грантов AP26199255 и AP23485709, финансируемых Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан.*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. E. Panin, A. Esbolat, A. Arbuz, D. Kuis, A. Naizabekov, S. Lezhnev, A. Yerzhanov, I. Krupenkin, A. Tolkushkin, A. Kawalek, P. Tsyba, Investigation of the Efficiency of Roll Profiles and Technological Schemes of Deformation of Asymmetric Rolling in Relief Rolls of C11000 Copper Alloy by FEM Simulation, Modell. Simul. Eng. 2024, 2486940 (2024).

2. A. Esbolat, E. Panin, A. Arbuz, D. Kuis, A. Naizabekov, S. Lezhnev, A. Yerzhanov, I. Krupenkin, A. Tolkushkin, A. Kawalek, D. Voroshilov, Investigation of force parameters during rolling in relief rolls, J. Chem. Technol. Metall. 58, 961-968 (2023).

# ИЗУЧЕНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕКСТУРЫ ПРИ ШТАМПОВКЕ СПЛАВА 1565ч

**Коновалов С.В., Арышенский Е.В., Клепов Д.Н., Ким С.О., Макарова М.В.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия,*
*konovalov@sibsiu.ru*

Современные технологии обработки металлов давлением, такие как штамповка, играют ключевую роль в создании деталей с высокой прочностью и точностью. Особый интерес представляет изучение изменения текстуры деформации и рекристаллизации в алюминиево-магниевых сплавах, в частности, в сплаве 1565ч, который широко применяется в авиационной и судостроительной промышленности благодаря сочетанию легкого веса, коррозионной стойкости и хороших механических свойств [1].

Текстура материала, формирующаяся в процессе штамповки, оказывает значительное влияние на его эксплуатационные характеристики, включая анизотропию механических свойств, а также геометрию изделия [2]. Исследование эволюции текстуры при различных режимах деформации позволяет оптимизировать технологические параметры штамповки для достижения требуемого уровня прочности и пластичности. Однако, в настоящее время изменение текстуры при различных процессах штамповки для алюминиевых сплавов вообще и 1565 ч в частности недостаточно изучено.

Целью исследования является изучение изменения текстуры при штамповке алюминиевого сплава 1565ч для дальнейшего применения полученных данных в производственной деятельности.

**Методика исследования**

Заготовки после холодной прокатки с обжатием 90% и последующей термической обработкой в 400°С на протяжении 30 минут, подвергались какой либо из следующих операций холодной штамповки: вытяжки, гибки и отбортовки. После каждой из этих операций в зоне с наиболее интенсивной деформацией отбирались образцы, которые в дальнейшем направлялись на исследования текстуры. Исследованиепроизводилось при помощи рентгеноструктурного анализа на установке ДРОН-7.

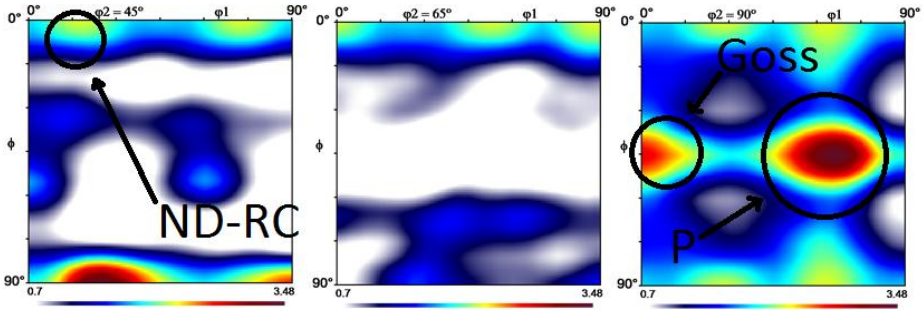
**Результаты и их обсуждение**

Результаты исследования текстуры в виде функции распределения ориентировок с основными сечениями при $\varphi_2 = 45; 65; 90°$ представлены на рисунке 1.

В заготовке наблюдалась острая текстурная компонента P, свойственная сильнодеформированным, высоколегированным сплавам [3], а также менее выраженную ND-RC компоненту и Goss (рисунок 1, а).

В результате вытяжки происходит резкое снижение интенсивности всех текстурных компонент заготовки, компоненты Goss и P повернулись в положение $\varphi_1 = 90, \phi = 45, \varphi_2 = 90$. Также происходит образование небольшой доли компоненты RC.

а



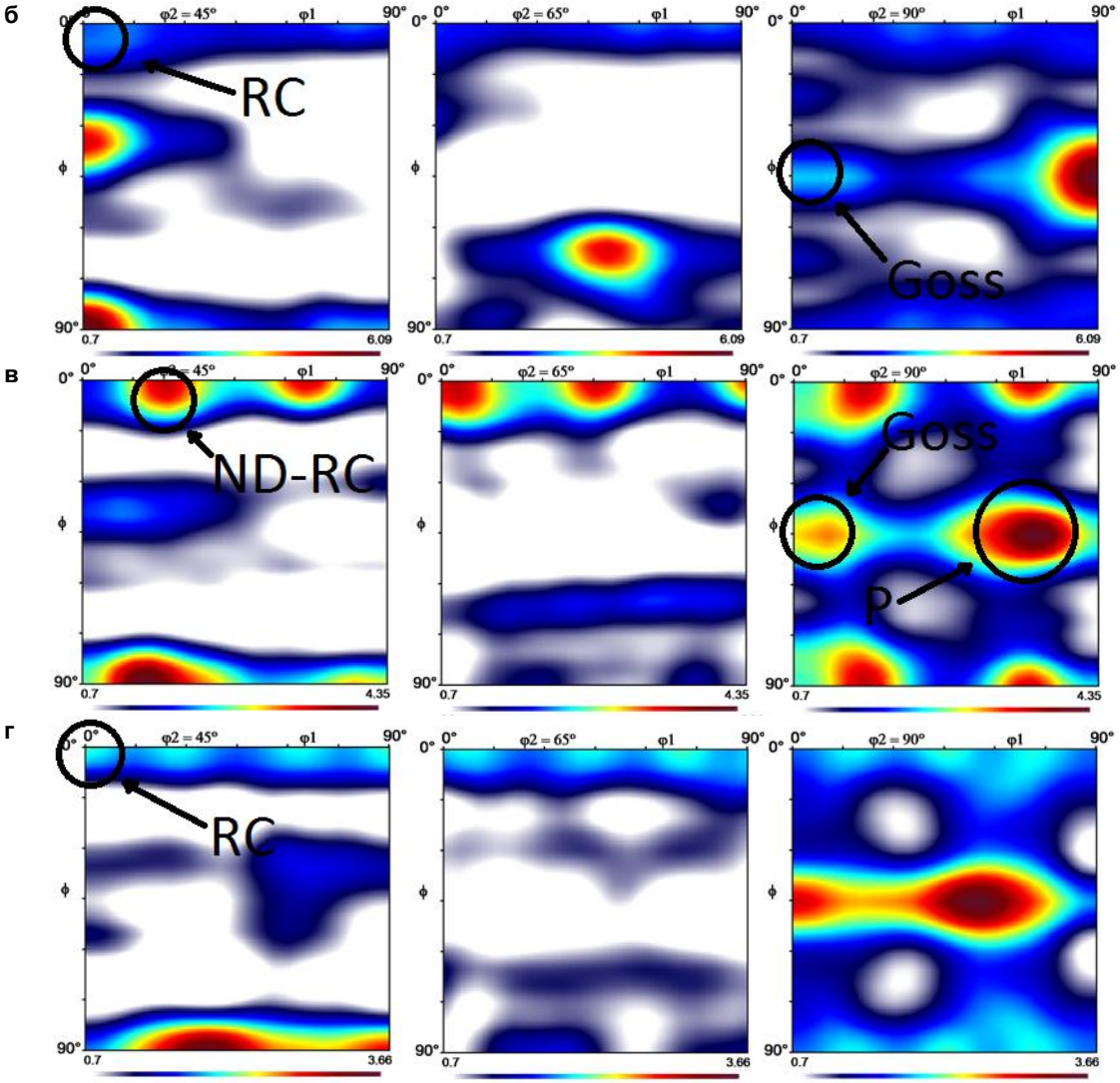



**Рисунок 1 – Функции распределения ориентировок а) – заготовка после отжига, б) – после вытяжки; в) – деталь после отбортовки; г) – после гибки**

После отбортовки (рисунок 1, в) видна интенсификация компонент ND-RC и P, с незначительным снижением компоненты Goss.

При гибке (рисунок 1, г) происходит незначительная переориентация к RC и общее размытие текстуры, что может говорить о недостаточной деформации для каких-либо явных изменений текстурной композиции.

**Заключение**

Полученные результаты подтверждают изменение текстуры в процессе штамповки, что отражает необходимость учитывать эволюцию текстуры в технологическом процессе для улучшения прогнозирования геометрии и свойств итоговых изделий.

Стоит отметить, что при гибке начальная текстура практически не претерпела изменений, в то время как при отбортовке и вытяжке заметна тенденция к текстуре Rotated Cube.

Деформация при вытяжке обуславливает наибольшее изменение текстурной композиции среди всех рассмотренных операций.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00590, https://rscf.ru/project/24-19-00590/»*

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Дриц А. М., Овчинников В. В., Растопчин Р. Н. Технологические свойства листов из свариваемого алюминиевого сплава 1565ч для производства цистерн // Технология легких сплавов. 2012. №3.

2. Olaf Engler, Control of texture and earing in aluminium alloy AA 3105 sheet for packaging applications, Materials Science and Engineering: A, Volume 538, 2012, Pages 69-80, ISSN 0921-5093, https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.01.015.

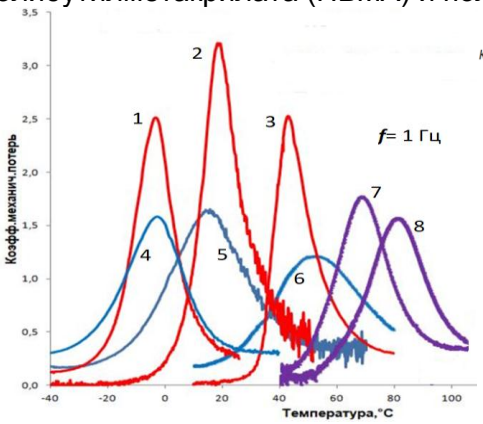
3. Tangen, S., Sjølstad, K., Furu, T. et al. Effect of Concurrent Precipitation on Recrystallization and Evolution of the P-Texture Component in a Commercial Al-Mn Alloy. Metall Mater Trans A 41, 2970–2983 (2010). https://doi.org/10.1007/s11661-010-0265-8

# ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫЕ ВИБРОПОГЛОЩАЮЩИЕ ПЛЕНОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ДЕМПФИРОВАНИЯ В СЭНДВИЧ-КОНСТРУКЦИЯХ

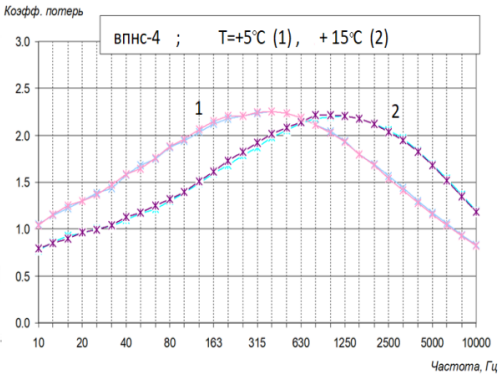
**Сятковский А.И.[1], Кирпичников В.Ю.[2], Смольников В.Ю.[2], Скобля Е.С.[1]**
*[1]АО « Пластполимер»*
*[2]ФГУП « Крыловский государственный научный центр», Санкт-Петербург, Россия*

Эффективным способом демпфирования инженерных конструкций является использование в них элементов, образованных совокупностью жестких и мягких чередующихся слоев. Внешние жесткие слои, изготовленные из конструкционных материалов, воспринимают силовые воздействия, в то время как мягкие слои из вязкоупругих полимеров обеспечивают диссипацию энергии слоистой структуры. Этот механизм реализуется и в композитных вибропоглощающих материалах с интегрированными вибропоглощающими слоями, и в составных метало-полимерных конструкциях, и в покрытиях с армирующим слое.

Ранее сообщалось о результатах работ по созданию ассортимента (типорядов) отечественных пленочных термопластичных вибропоглощающих материалов со сверхвысокими диссипативными (СВД) свойствами на основе поливинилацетата (ПВА), полибутилметакрилата (ПБМА) и полиметилметакрилата (ПММА)[1]. ( Рис.1).




(1)




(2)

**Рисунок 1 – Зависимость коэффициента механических потерь от температуры при постоянной частоте для вибропоглощающих пленочных материалов на основе ПВА (1-3) ; ПБМА (4-6) ; ПММА (7,8).**

**Рисунок 2 – Зависимость коэффициента потерь от частоты при температурах +15°С и +5°С для вибропоглощающей пленки ВПНС-4.**

Как следует из данных, представленных на Рис.1, каждый из материалов имеет температурный интервал эффективного демпфирования $\eta \geq 0{,}3$ приблизительно 40°-50°, но весь типоряд материалов перекрывает температурный интервал от -10°С до +80°С. (где η – значение коэффициента механических потерь). Разработанные вибропоглощающие материалы вблизи оптимальной температуры эффективны при демпфировании в интервале частот 1-10000Гц., включая низкие частоты ≤200Гц. При необходимости, материал может быть «настроен» на высокоэффективное демпфирование в более узком диапазоне частот вибраций. ( Рис.2).

Способность полимерных пленок проявлять высокие вибропоглощающие свойства в очень тонких слоях чрезвычайно важна для создания всех слоистых демпфирующих материалов, так как обеспечивает возможность эффективного вибродемпфирования, с одной стороны, и сохраняет достаточно высокий уровень жесткости конструкции. Среди вибродемпфирующих композитных материалов наибольшее распространение получили трехслойные композиты (М-П-М), состоящие из двух металлических несущих слоев и обеспечивающего их совместную работу мягкого слоя. Они используются в различных, требующих виброзащиты металлических инженерных конструкциях взамен металлических листов и профилей. Разработанные полимерные пленочные материалы демонстрируют высокие вибропоглощающие свойства в составе трехслойных материалов вида М-П-М даже при толщинах 0,1 –

0,08 мм. На Рис.3, в качестве примера, представлены результаты по спектрам входной вибровозбудимости листа из стали Ст-3 толщиной 1,2 мм и композитного М-П-М листа такой же толщины, содержащего пленку ВПС-2,5 с толщиной 0,08 мм ( Рис.3).

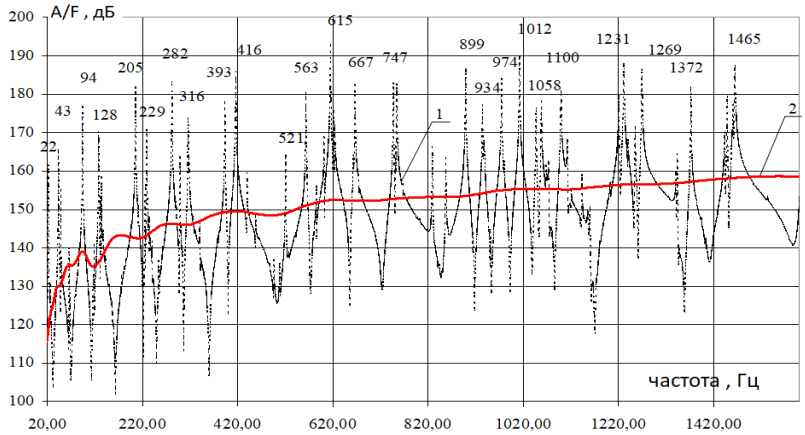



**Рисунок 3 – Спектр входной вибровозбудимости стального листа (кривая 1) и М-П-М композитного листа (2) таких же размеров с пленкой ВПС-2,5. Т= +23°С .**

Рассчитанная из экспериментальных данных, представленных на Рис.3 средняя эффективность демпфирования в интервале частот 1-1600 Гц составляет 28 дБ , при среднем значении коэффициента механических потерь – 0,35.

Композитные вибродемпфирующие материалы вида М–П–М являются наиболее распространенными, но далеко не единственными видами вибродемпфирующих материалов. Разработанные термопластичные вибропоглощающие пленки могут быть использованы в качестве вибропоглощающих слоев при их интегрировании в состав слоистых композитных материалов для повышения их виброакустических характеристик. Одним из таких материалов является декоративный бумажно-слоистый пластик HPL (High Pressure Laminates). Конструкционный композитный материал «Слопласт ТГ» используется для создания внутренних перегородок жилых, производственных зданий, сооружений и транспортных средств (ж/д вагонов, судов, автобусов). «Слопласт ТГ» представляет собой многослойный композит, состоящий из листов крафт-бумаги, пропитанных термореактивными смолами. В процессе его горячего прессования образуется однородный монолитный материал (бумажно-слоистый пластик HPL), толщина которого может варьироваться в зависимости от исходного количества слоев крафт-бумаги от 0,6 до 25 мм.

Проведены комплексные исследования по оптимизации метода изготовления модифицированных композитных материалов «Слопласт ТГ», основанные на замене части листов крафт-бумаги в пакете для прессования на вибропоглощающую пленку ВПС–2,5[2]. Результаты испытаний демпфирующих свойств такой модифицированной пластины в сравнении с пластиной из стандартного HPL–пластика показали, что модификация пластины путем включения в ее структуру пленки ВПС-2,5 приводит к увеличению коэффициента потерь в низкочастотной области от 0,025 до 0,26.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сятковский А.И. Термопластичные пленочные материалы для демпфирования инженерных конструкций // Пластические массы. 2023. № 9-10. С. 48-52.

2. Кирпичников В.Ю., Смольников В.Ю., Скобля Е.С., Сятковский А.И. Экспериментальные исследования способов улучшения акустических свойств бумажно-слоистых HPL пластиков.// Журнал прикладной механики и технической физики, 2023, Т.64, №4, С.178-183.

# ЧИСЛЕННОЕ 3D МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ, УЧИТЫВАЮЩЕЕ ДИСЛОКАЦИОННУЮ КИНЕТИКУ

**Соловьева Ю.В., Липатникова Я.Д., Мун Г.А.**
*Томский государственный архитектурно-строительный университет,*
*г. Томск, Россия*
*j_sol@tsuab.ru*

Слоистые металлические композиционные материалы имеют чрезвычайно широкий спектр применений. Обладая сочетанием таких свойств как высокая прочность, коррозионная стойкость, износостойкость, жаропрочность, этот класс композитов получил распространение в различных отраслях современной промышленности при изготовлении различных видов деталей, режущих инструментов, защитных покрытий и др. Особое значение в настоящее время приобрела разработка многослойных металлических композитов в качестве броневых материалов военной промышленности. Важнейшим направлением в вопросе создания высокоэффективных защитных броневых материалов является создание теоретических основ модельного описания прочностных свойств и разрушения металлических слоистых композитов при высокоскоростном динамическом нагружении. Создание математических моделей, которые могут быть использованы для прогнозирования механического отклика металлических материалов типа слоистых композитов является актуальной задачей.

Для многоуровневого описания пластического поведения и разрушения слоистого образца применятся синтетическая модель, состоящая из модели механики деформируемого твердого тела, в которой свойства элемента деформируемой среды описываются моделями кинетики деформационных дефектов. Данный подход позволяет учесть специфику и совокупность микромеханизмов деформации элементов деформируемой среды каждого слоя, в полной трехмерной постановке решены задачи деформации и разрушения металлических слоистых композитов в различных вариантах компоновки слоев (биметалл, триметалл, металл-интерметаллид, металл 1-интерметаллид-металл 2). Предлагаемый подход дает возможность рассчитывать распределение деформационных дефектов в объеме слоистого образца, субструктурное измельчение, оценить внутренние напряжения, условия и характер разрушения.

Исследовано влияние толщины слоев металл-интерметаллидных композитов на картину деформации и разрушения при одноосном динамическом сжатии. Были учтены силы торцевого трения и рассмотрены варианты различной ориентацией слоев композита по отношении к направлению оси деформации. Проведен количественный анализ прочностных характеристик и величин, характеризующих разрушение слоистого композита в случае параллельного и перпендикулярного расположения слоев по отношению к оси сжатия. При продольном расположении слоев относительно оси деформации изменение количества слоев композита не влияет на его прочностные свойства. Прочностные свойства слоистого композита при поперечном расположении слоев относительно оси деформации в значительной степени зависят от толщины слоев композита. Многослойный композит показал преимущество в сопротивлении деформированию и более равномерное распределение деформаций в объеме. Композит с малым количеством слоев показал большую устойчивость к быстрому разрушению интерметаллических прослоек. Значимым является влияние торцевого трения, которое снижает предел прочности композита на 12-16%, а степень деформации до разрушения на величину 0,04-0,05.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 24-22-00115 (https://rscf.ru/en/project/24-22-00115/ ).*

# ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В ОБРАЗЦАХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА С РАЗЛИЧНЫМ СООТНОШЕНИЕМ ВЫСОТЫ И ПЛОЩАДИ ОПОРЫ

**Соловьева Ю.В., Липатникова Я.Д., Вовнова И.Г., Геттингер М.В., Старенченко В.А.**
*Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия*
*j_sol@tsuab.ru*

Рассмотрено деформационное поведение монокристаллов $Ni_3Ge$, которые относятся к интерметаллидам с $L1_2$ структурой и обладают выраженной температурной аномалией механических свойств. Напряжения течения с ростом температуры аномально увеличиваются почти на порядок, а степень деформации до разрушения снижается. При достижении температур, превышающих температуру пика аномалии ($>0{,}6T_{пл}$), при сжатии обнаружено явление высокотемпературной суперлокализации пластической деформации. В этом случае на боковых поверхностях кристаллов формируются полосы суперлокализации с почти неограниченным развитием пластического течения. Выяснено, что при сохранении однородной дислокационной структуры в кристалле в целом, в локальных слоях суперлокализации наблюдается интенсивное развитие процессов субструктурной фрагментации.

В настоящей работе проведено сравнение особенностей проявления суперлокализации деформации в образцах с различным соотношением высоты и площади поперечного сечения. Рассматривались образцы в форме прямой четырехгранной призмы с соотношениями высоты и ширины h/d равными 2 и 1,2. Во втором случае были созданы стеснённые условия, не способствующие формированию макросдвигов. В результате проведенных экспериментов по одноосному квазистатическому сжатию образцов монокристаллов (h/d=1,2) сплава $Ni_3Ge$, ориентированных в направлении [0 0 1], при температуре 700°C, были получены деформационные кривые $\sigma$-$\varepsilon$ характерные для деформации, сопровождающейся потерей механической устойчивости, при которой наблюдалось снижение деформирующих напряжений. Причина наблюдающегося разупрочнения, заключалось в формировании особых областей в кристалле, в которых полностью локализуется пластическая деформация. Уменьшение деформирующих напряжений продолжалось до момента соприкосновения смещенных друг относительно друга частей кристалла с поверхностями пуансонов, после которого деформирование вновь сопровождалось упрочнением. Деформация осуществлялась «срезом» одной или нескольких частей кристалла без нарушения целостности образца. Далее методами просвечивающей электронной микроскопии исследовались особенности формирования структуры в условиях ограничения развития полос суперлокализации пуансонами деформирующей машины. Показано, что структура деформированного кристалла (h/d=1,2) сохраняла в основном объеме кристалла однородное состояние: при всех исследованных степенях деформации наблюдалась однородная сетчатая субструктура с высокой плотностью дислокаций. Формирование фрагментированной (зерённой и субзёренной) структуры наблюдалось в локальных областях. В тонких слоях кристалла шириной 70-100 мкм формируется микрокристаллическая структура, характерная для структур динамической рекристаллизации: границы зерен сильно искривлены, внутри зерен наблюдается высокая плотность дислокаций.

Показано, что полностью подавить явление суперлокализации условиями стесненной деформации не удается. Тем не менее, стесненные условия благоприятны для развития более однородной деформации, препятствуют разрушению образца. На уровне микроструктуры фрагментация наблюдается в локальных областях кристалла.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).*

# МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЙ И ОПЫТ ИССЛЕДОВАНИЙ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

**Хамидуллин А.Ш., Мыктыбеков Б., Мезенцев М.А., Воробьев С.В.**
*Государственный научный центр Российской Федерации «Центральный институт авиационного моторостроения имени П.И. Баранова», г. Москва, Россия,*
*askhamidullin@ciam.ru*

Оптимальный выбор характеристик функциональных покрытий для деталей газотурбинных двигателей (ГТД) осуществляется во многом на основе проведения расчетных и экспериментальных исследований образцов, натурных деталей и их моделей. В ФАУ «ЦИАМ» проводятся исследования различных типов покрытий по определению прочностных свойств, эффективности тепловой защиты, эрозионной стойкости, термоциклической долговечности, стойкости к фреттинг-износу. Разрабатываются новые методы оценки перспективных покрытий, включая покрытия для защиты керамических композиционных материалов.

В условиях эксплуатации современных высокоэффективных газотурбинных двигателей (ГТД), работающих при температурах, превышающих температуру плавления большинства конструкционных материалов, защитные покрытия играют ключевую роль в обеспечении долговечности и надежности горячих элементов конструкции. Особое значение приобретают жаростойкие и термобарьерные покрытия (ТБП), а также покрытия для защиты керамических композиционных материалов от агрессивного воздействия внешней среды — так называемые Environmental Barrier Coatings (EBC). Эти покрытия служат барьером, предотвращающим разрушение деталей под действием высоких температур, коррозионных и эрозионных процессов.

Лабораторные исследования покрытий — ключевой этап при разработке и совершенствовании защитных систем, позволяют осуществить их обоснованный выбор и повысить эксплуатационные характеристики. Важным аспектом является необходимость достоверного определения комплекса характеристик этих покрытий, таких как коррозионная и эрозионная стойкость, адгезионная и когезионная прочность, термоциклическая долговечность, и др., от которых зависит их способность эффективно защищать конструктивные элементы на протяжении заданного срока службы.

Методы исследований должны учитывать особенности различных покрытий, например, структуру (столбчатая, сплошная с горизонтально-ориентированной пористостью, микротрещиноватая, многослойная, и др.), которая формируется в зависимости от материалов, технологии и режимов нанесения (Рис. 1). Также, покрытия на исследуемых деталях должны наноситься по серийной технологии с сохранением всех предусмотренных технологических операций (отжиг, полирование, пескоструйная обработка, очистка, и т.п.).

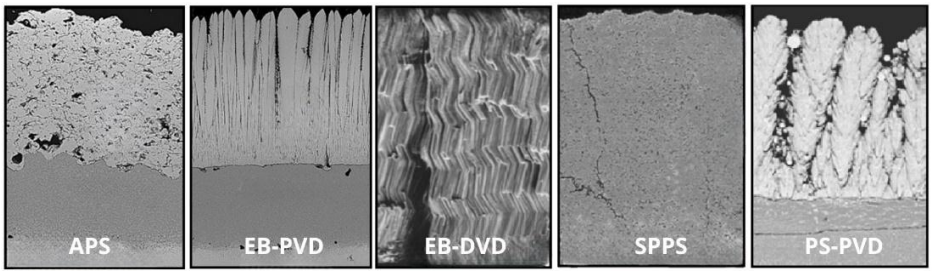
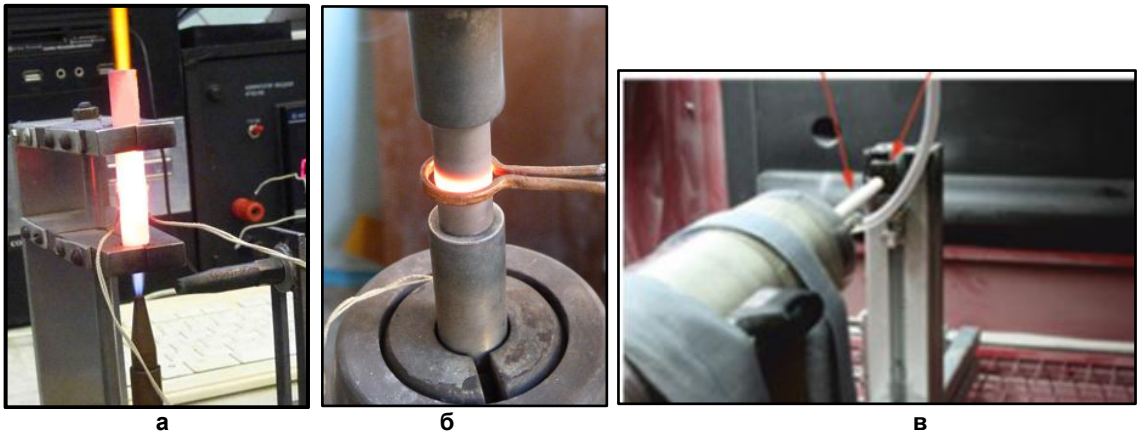



**Рисунок 1 – Структуры современных керамических ТБП, получаемых по различным технологиям**

ЦИАМ принимал активное участие в исследованиях покрытий с момента начала их применения в двигателях, в частности проводились испытания на эрозионную стойкость в газовом потоке, коррозионную стойкость, определялась степень влияния составов и технологий их нанесения на прочностные свойства сплавов (много- и малоцикловую усталость, термоусталость, длительную прочность) и др. В настоящее

время разработаны и применяются методы и оборудование для проведения испытаний различных типов покрытий (жаростойких, теплозащитных, эрозионностойких, и др.), ведется разработка новых перспективных методов исследований.

Одной из основных характеристик ТБП является эффективность тепловой защиты деталей, оцениваемая, как правило, с использованием коэффициента теплопроводности внешнего керамического слоя. Для сравнительной оценки эффективности различных керамических покрытий в ЦИАМ разработан и применяется метод испытаний составного трубчатого образца в газовом потоке (рисунок 2а) для определения разности температур (ΔТ) между защищенным покрытием и незащищенным элементами образца. Получаемые результаты для различных покрытий позволяют провести предварительную оценку их эффективности без необходимости определения дополнительных характеристик.



а б в

**Рисунок 2 – Проведение испытаний покрытий по оценке эффективности теплозащиты (а), когезионной прочности (б) и эрозионной стойкости (в)**

Определение когезионной и адгезионной прочности отдельных слоев покрытий осуществляется соответственно на втулочных (рисунок 2б) и кольцевых образцах с использованием индивидуальных оснасток для стандартных разрывных машин [1]. Основным преимуществом, в сравнении с распространенным методом испытаний на отрыв по ASTM C633 [2], является возможность определения прочностных свойств в диапазоне рабочих температур покрытий за счет отсутствия адгезива. При этом предложен способ разогрева образцов высокочастотным методом, многократно снижающим продолжительность и трудоемкость проведения испытаний.

Термоциклические испытания образцов с покрытиями при различных условиях нагрева и охлаждения нашли широкое применение в промышленности для предварительной оценки долговечности разрабатываемых ТБП. В ФАУ «ЦИАМ» термоциклические испытания проводятся с использованием модернизированного оборудования при различных способах разогрева образцов: газовым потоком, в печи сопротивления и высокочастотным методом. Помимо образцов проводятся испытания натурных деталей ГТД и их моделей по оценке влияния покрытий на термоциклическую долговечность в условиях высокочастотного поверхностного неравномерного нагрева.

Развивается направление эрозионных испытаний покрытий, разработаны пневматическая (рисунок 2в) и центробежная установки, позволяющие проводить одновременные испытания до 15 образцов со скоростями соударения до 420 м/с [3]. Проводятся испытания различных типов покрытий и ведется разработка комбинированного метода проведения эрозионных испытаний для повышения технологических возможностей.

Разрабатываются новые методы исследований покрытий, например, по оценке фреттинг-износа и влияния коррозионных сред (вулканический пепел, песок, водяной пар) на свойства и долговечность материалов и покрытий.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бычков Н.Г., Ножницкий Ю.А., Хамидуллин А.Ш., и др. Разработка экспериментальных методов определения прочностных и теплофизических свойств отдельных, имеющих реальную толщину, слоев теплозащитных покрытий при рабочих температурах. Журнал Вестник УГАТУ, т. 19, № 3 (69), 2015, с. 15 - 20.

2. Standard Test Method for Adhesion of Cohesive Strength of Flame-Sprayed Coatings, ASTM C633-03, Annual Book of ASTM Standards. 2003

3. Воробьев С.В., Афанасьев Д.В., Матюхин Д.В. «Моделирование эрозионного износа композиционных материалов от воздействия абразивных частиц в проточной части газотурбинных двигателей», Сборник тезисов Межотраслевого семинара памяти проф. Т.Д. Каримбаева «Применение композиционных материалов в двигателестроении», Россия, Москва, 2023 г.(https://ciam.ru/composites_theses/vorobyev.pdf)

# ФОРМИРОВАНИЕ СВЕРХСТРУКТУРЫ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СУПЕРСПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Co

**Соснин В.В., Лонгинов А.М., Блинова Е.Н., Дьяконов Д.Л.**
*ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия*
*longinov@inbox.ru*

Суперсплавы используются в газовых турбинах воздушного и морского транспорта, танковых двигателях, электро- и газоперекачивающих станциях, в ракетных и авиационных двигателях, космических аппаратах, атомных реакторах, нефтехимическом оборудовании, в тепловой и ядерной энергетике. Эффективным способом улучшения долговечности агрегатов, работающих в условиях сложнонапряженного состояния при высоких температурах, является применение суперсплавов на основе никеля или кобальта, содержащих в своем составе фазы Лавеса, бориды, карбиды [1]. Такие сплавы обладают уникальными характеристиками, имеют сложную структуру и технологию получения, а также исключительную востребованность в промышленности [2].

Кобальтовые суперсплавы широко используются в промышленных и авиационных турбинах для лопаток и секций камеры сгорания из-за их внутренних свойств, таких как хорошие параметры разрушения при напряжении, отличная сопротивляемость горячей коррозии и окислению, а также превосходная стойкость к термической усталости. Кобальт используют как основу жаропрочных сплавов в связи с тем, что он образует широкие области твердых растворов со различными элементами (Ni, Fe, Mo, Cr и т.п.). В сплавах на основе Co при старении формируются карбиды. Их устойчивость зависит от содержания в сплаве следующих легирующих элементов - углерода и элементов-карбидообразователей (гафния, тантала, титана, ниобия), и соотношением вольфрама и молибдена, а также хрома [3]. Сплавы на основе кобальта известны в нескольких составах: бинарные Co–Cr, тройные Co–Cr–Ni, Co–Cr–Mo, из четырех элементов Co–Cr–Ni–W. При добавлении легирующих элементов в сплавы увеличивается их жаропрочность. Изменение растворимости фаз при варьировании температуры позволяет менять свойства сплавов при старении. Структура сплавов на основе кобальт состоит из матрицы Co (высокотемпературная γ-фаза с ГЦК-решеткой, стабилизированной Ni) и карбидных включений варьируемого состава (MeC, $Me_6C$, $Me_7C_3$, $Me_{23}C_6$, где Me – металл). Суперсплавы на основе Co–Ni–Cr–W–Al–Ti имеют чрезвычайно сложный фазовый состав благодаря присутствию разнообразных карбидных, карбонитридных и интерметаллических химических соединений, которые выделяются в виде дисперсных частиц на различных этапах высокотемпературного старения [4]. Известно, что введение в состав жаропрочных никелевых сплавов тантала способствует увеличению количества упрочняющей γ'-фазы и формированию термодинамически устойчивых карбидов и частиц γ'-фазы, в результате повышается жаропрочность. Рений тормозит диффузионные процессы при высоких температурах, таким образом, повышаются рабочие температуры, снижается высокотемпературная ползучесть и улучшаются высокотемпературные характеристики [5]. Для деталей, изготовленных из кобальтовых сплавов, повышение их рабочей температуры является актуальной проблемой. По этим причинам исследование эволюции микроструктуры и фазового состава таких сплавов на отдельных стадиях их производства имеет большое значение. Цель работы – изучение микроструктуры свойств нового суперсплава системы Co–Ni–Cr–W–Al–Ti при легировании Ta и Re.

Структурные исследования образцов сплава проводили с использованием просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на электронном микроскопе JEM-200CX при напряжении 160 кВ. Фольги для ПЭМ-исследований готовили способом электролитической полировки по методу окна. Электролитом был раствор хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте (100 г $CrO_3$ на 860 мл $H_3PO_4$). Идентификацию фаз проводили путем анализа точечных сеток на микродифракционных картинах. Основные характеристики микроструктуры (размеры и распределение упрочняющей γ'-фазы) материала определяли путем проведения количественного анализа с помощью обработки изображений с использованием компьютерных программ.

Проведены исследования холоднодеформированных (ХД) образцов суперсплава системы Co–Ni–Cr–W–Al–Ti, легированного 1 % Ta и 1 % Re после различных режимов отпуска. Показано, что при температуре отпуска 600°C начинается выделение частиц γ'-фазы, вплоть до температуры 950°C наблюдается рост частиц, при температуре 1000°C также продолжается рост частиц с образованием конгломератов и последующим растворением при 1050°C. Также при температуре 950°C начинается процесс рекристаллизации.

После отпуска 1000°C обнаружены области трех структурных типов размеров частиц γ'-фазы: частиц равноосной формы со средним размером 50 нм, равномерно распределенных в матрице; частиц γ'-фазы неправильной формы, образующих конгломераты; области, свободные от выделений γ'-фазы (рис.1 а). Кроме того, на темнопольных изображениях как в нерекристаллизованных, так и в рекристаллизованных зернах обнаруживаются очень мелкие равномерно распределенные выделения γ'-фазы размером не более 10 нм (рис.1 б), образование которых, по-видимому, связано с высокой скоростью зарождения частиц при высоких температурах.

Таким образом, экспериментально установлены температура начала рекристаллизации ~950°C и температурный интервал существования γ'-фазы 600°C–1050°C. Также определено, что температура сольвуса находится в диапазоне температур 1000–1050°C. Можно предположить, что эффективное управление этими характеристиками путем варьирования значений температуры и времени отпуска позволит находить оптимальные структурные состояния, соответствующие заданным эксплуатационным свойствам.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Reed R.C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. UK: Cambridge university press. – 2008. – 392 p.

2. Geddes B., Leon. H. Superalloys. Alloying and Performance. USA: ASM Intern. – 2010. – 184 p.

3. Reyes Tirado F.L., Toinin J. Perrin, Dunand D.C. et al. γ+γ' microstructures in the Co–Ta–V and Co–Nb–V ternary systems // Acta Materialia. – 2018. – V.151. – P. 137–148.

4. Gui W., Zhang H., Yang M. et al. The investigation of carbides evolution in a cobalt–base superalloy at elevated temperature // J.of Alloys and Compounds. – 2017. – V. 695. – P. 1271–1278.

5. Чабина Е.Б., Ломберг Б.С., Филонова Е.В., Овсепян С.В., Бакарадзе М.М. Изменение структурно-фазового состояния жаропрочного деформируемого никелевого сплава при легировании танталом и рением // Тр. ВИАМ. – 2015. – № 9. – С.24–32.

# ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СПОНТАННУЮ НАМАГНИЧЕННОСТЬ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-ХРОМ-КОБАЛЬТ

**Блинова Е.Н.[1], Либман М.А.[1], Перов Н.С.[2], Самченко С.В.[2], Сундеев Р.В.[1,3], Шурыгина Н.А.[1,3]**

[1]*ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия*

[2]*Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, Москва, Россия*

[3]*РТУ МИРЭА, Москва, Россия*

shnadya@yandex.ru, blinova_en@rambler.ru

Одним из наиболее перспективных направлений создания новых металлических сплавов является использование экстремальных внешних воздействий, в частности, деформационной природы - мегапластическая деформация (МПД) - в результате применения которых изменяется равновесная диаграмма состояния и образуются метастабильные состояния со свойствами, существенно отличающимися от свойств, получаемых в равновесном состоянии. Энергия, высвобождающаяся в результате применения МПД, по своей величине сравнима с энергией межатомного взаимодействия. В результате МПД происходит деформация кристаллической решетки и, соответственно, изменение межатомных расстояний. В ферромагнитных сплавах изменение межатомных расстояний приводит к изменению положения сплава на кривой Бете-Слейтера, что свидетельствует об изменении энергии обменного взаимодействия и, соответственно, величины спонтанной намагниченности. Эта гипотеза нашла свое подтверждение при экспериментальном исследовании влияния МПД на спонтанную намагниченность в сплавах системы железо-хром-никель аустенитно-мартенситного класса [1, 2]. В результате проведенных экспериментов на сплаве Fe-18Cr-10Ni было установлено, что существует взаимосвязь между параметрами кристаллической решетки α-мартенсита, образующегося в результате МПД в камере Бриджмена, и величиной спонтанной намагниченности.

В настоящей работе проведено исследование влияния МПД в камере Бриджмена на величину спонтанной намагниченности α-фазы в сплаве Fe - 21Cr - 15Co, в котором выше температуры 700°С устойчивой является ферромагнитная ОЦК α-фаза. При охлаждении на воздухе до комнатной температуры α-фаза эта может быть стабилизирована. Сплав был выплавлен в открытой индукционной печи с использованием чистых шихтовых материалах. Полученный слиток был прокован при температуре 1100-1200 °С на прутки диаметром 30-35 мм. Из прутков были вырезаны заготовки диаметром 8,0 мм и толщиной 0,2 мм для последующей мегапластической деформации. Заготовки были подвергнуты деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) (Р = 6 ГПа) в камере Бриджмена при комнатной температуре со скоростью вращения наковальни 1 оборот/мин, число оборотов N = 0,25; 0,5; 1; 2; 4; 6; 10.

Истинная логарифмическая деформация *e* была рассчитана по известной формуле:

$$e = \ln (1 + (\psi r / h)^2)^{0,5} + \ln (h_0 / h),$$

где $r$ – радиус образца; $h_0$, $h$ – толщина образца до и после деформации соответственно; $\psi = 2\pi N$ – угол поворота подвижной наковальни.

В результате расчета истинная деформация *e* процесса МПД составляла 3.3 – 7.13.

Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре в излучении Cu*K*α интегрально по всей плоскости образца. Микроструктуру до и после КВД исследовали использованием просвечивающего электронного микроскопа при ускоряющем напряжении 160 кВ.

Согласно исследованиям структуры методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии исходный и все образцы после МПД имеют в своем составе только α-фазу.

Для определения магнитных характеристик использовали вибрационный магнитометр LakeShore VSM 7404. Исследование проводили в магнитном поле напряженностью 2,0 кЭ, что обеспечивало намагниченность до технического насыщения образцов во всех структурных состояниях и позволяло надежно определять спонтанную намагниченность насыщения ($M_s$). Погрешность измерений не превышала 5%.

На рис. 1 приведены петли магнитного гистерезиса исследованного сплава после МПД с различным количеством оборотов наковальни.

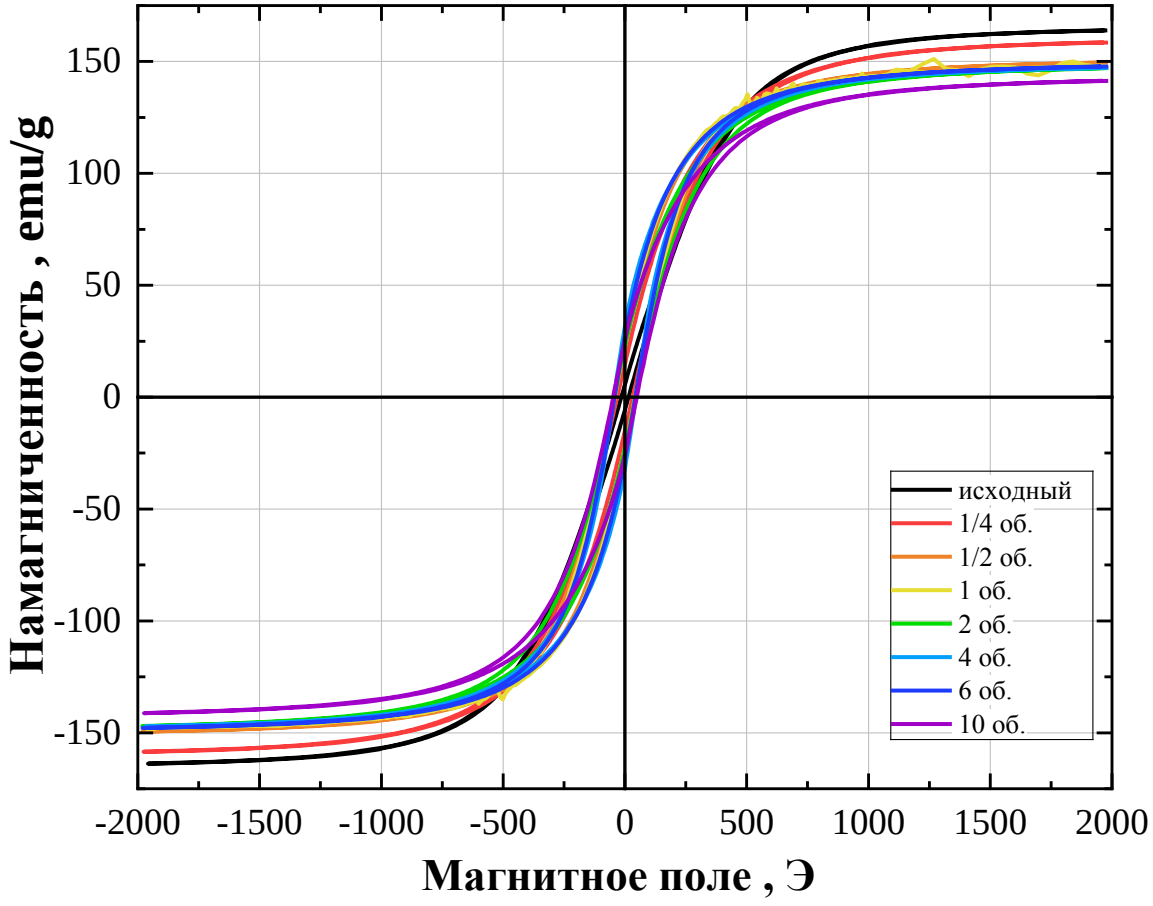



**Рисунок 1 – Петли магнитного гистерезиса сплава Fe - 21Cr - 15Co до и после МПД в камере Бриджмена с различным числом оборотов**

В таблице 1 приведены значения спонтанной намагниченности $M_s$ исходного образца и образцов после МПД в камере Бриджмена.

**Таблица 1 – Значения спонтанной намагниченности в зависимости от числа оборотов в камере Бриджмена**

| Количество оборотов наковальни, N | Спонтанная намагниченность $M_s$, emu/g |
|---|---|
| 0 | 163,90 |
| 0,25 | 158,49 |
| 0,5 | 149,49 |
| 1,0 | 147,87 |
| 2,0 | 147,03 |
| 4,0 | 147,14 |
| 6,0 | 147,74 |
| 10,0 | 141,37 |

Из приведенных в таблице 1 результатов измерений спонтанной намагниченности следует, что ее максимальное значение (163,90 emu/g) достигается в исходном состоянии (α-фаза). При применении МПД происходит постепенное уменьшение величины спонтанной намагниченности с 163,90 emu/g до 141,37 emu/g,

при этом ее минимальное значение достигается при максимальном значении (N=10,0) оборотов в камере Бриджмена.

В работе было установлено, что в процессе МПД в камере Бриджмена фазовый состав сплава Fe - 21Cr - 15Co не изменяется по сравнению с исходным образцом. До и после деформации КВД образцы имеют в своем составе только α-фазу. Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что изменение спонтанной намагниченности $M_s$ сплава, подвергнутого МПД, связано, по-видимому, с изменением параметра кристаллической решетки исходной α-фазы и, соответственно уровня обменного взаимодействия, также как это было ранее обнаружено при применении МПД к железо-хром-никелевым сплавам аустенитно-мартенситного класса [1, 2].

ЛИТЕРАТУРА

1. Блинова Е.Н., Либман М. А., Глезер А.М., Исаенкова М.Г., Томчук А.А., Комлев А.С., Крымская О.А., Филиппова В.П., Шурыгина Н.А. Особенности фазовых превращений в метастабильном сплаве Fe-18Cr-10Ni при мегапластической деформации // Деформация и разрушение материалов. 2022. №4. С. 19-26.

2. Блинова Е.Н., Глезер А.М., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Либман М. А., Перов Н.С., Томчук А. А., Шурыгина Н.А. Влияние низкотемпературной мегапластической деформации на намагниченность насыщения и кристаллогеометрические характеристики фаз в метастабильном сплаве Fe-18Cr-10Ni // Деформация и разрушение материалов. 2023. №4. С.2-9.

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПРОМЫШЛЕННЫХ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ

**Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Фесенко В.А.**
*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия*
*mgisaenkova@mephi.ru*

Структура материалов полностью определяет уровень их физико-механических свойств, а кристаллографическая текстура – их анизотропию. При этом кристаллографическая текстура также оказывается чувствительным индикатором любых структурных изменений. Сплавы на основе циркония являются основными конструкционными материалами, используемыми в активной зоне ядерных реакторов на тепловых нейтронах, поскольку они обладают необходимым комплексом физико-механических свойств: высокой коррозионной стойкостью в паро-водяной среде, механической прочностью при температурах эксплуатации и низким сечением захвата тепловых нейтронов. В данной работе исследованы закономерности изменения структуры и кристаллографической текстуры при термической обработке труб из сплавов: Zr-1%Nb (Fe, O) и Zr-1%Nb-1,2%Sn-(Fe, O), Zr-2,5%Nb, а также в цикле нагрев-охлаждение в температурном интервале 20-1200 °С.

Установлено [1], что фаза Лавеса, образующаяся в случае присутствия в составе сплава Fe, остается устойчивой в температурном интервале 20-640 °С, в то время как состав β-фазы претерпевает существенные изменения, когда концентрация ниобия варьируется от 15-20% до 90%. В прокатанных пластинах из сплава Zr-2,5%Nb отжиг при температуре 610 °С приводит к активизации следующих конкурирующих механизмов: полигонизация или совершенствование структуры в пределах первоначального деформированного зерна, рост зерен, разориентированных относительно деформированной матрицы на угол 30° вокруг базисных нормалей, фазовое превращение α-β, которые определяются типом исходной текстуры, температурой отжига, скоростью нагрева и количеством в сплаве β-фазы. Вероятность роста зерен, разориентированных относительно деформированной матрицы на 30° вокруг базисных нормалей, максимальна в зернах с текстурной компонентой (0001) ± 40-50° НН-ПН<10.0> и снижается с повышением скорости нагрева образца, содержания β-фазы или в присутствии зерен других ориентаций, где ПН и НН – поперечное и нормальное направления в листе. Наибольшей скоростью роста при рекристаллизации характеризуются наиболее искаженные зерна, ориентация базисных нормалей которых соответствует склонам текстурных максимумов на прямой полюсной фигуре (ППФ) (0001), что способствует размытию аксиальной текстурной составляющей в меридиональном направлении. В случае бóльшей скорости нагрева (100 °С /мин) ориентация растущих зерен соответствует склону текстурного максимума, обращенного в сторону ПН и связанного с локализацией фазовых превращений (ФП) в более совершенных зернах с ориентацией плоскости прокатки (0001) ± 40-50° НН-ПН. Увеличение длительности отжига при температуре ниже монотектоидного превращения от 1 часа до 5 часов не приводит к значительным изменениям кристаллографической текстуры листов, формирующейся при отжиге.

По результатам, полученным с использованием рентгеновского излучения разной мощности и электронного пучка (EBSD-метод), установлено, что текстура прокатки α-Zr в поверхностных слоях и в объеме прокатанных труб одинакова и описывается двумя симметричными текстурными компонентами (0001)±30-45°НН-ПН<10.0> [2]. В результате рекристаллизации α-Zr, происходит замена текстуры деформации текстурой рекристаллизации (0001)±30-45°НН-ПН<11.0>, которая обусловлена поглощением деформированной матрицы рекристаллизованными зернами, разориентированными относительно исходных зерен поворотом на 30° вокруг базисных нормалей. При этом часть зерен меньшего размера (меньше $D_{ср}$) совершенствуется путем полигонизации и сохраняет ориентацию прокатанных зерен. На основании установленных закономерностей развития структуры и текстуры в

результате термообработки труб из циркониевых сплавов выявлены дифракционные характеристики, наиболее чувствительные к рекристаллизации. Наиболее статистически значимым и чувствительным к совершенствованию структуры α-фазы в сплавах на основе циркония при рекристаллизации является поворот призматических нормалей кристаллической решетки вокруг базисной нормали. Анизотропия механических свойств: микротвердости, модуля упругости и пределов текучести, измеренных экспериментально, коррелирует с интегральными текстурными *f*-параметрами и практически сохраняется в результате повышения температуры отжига, в то время как абсолютные величины механических свойств существенно изменяются [3].

В деформированных сплавах на основе циркония (Zr-Nb) наблюдается резко выраженная локализация по ориентации ФП $\alpha\rightarrow\beta$, которое происходит в зернах, соответствующих склонам текстурных максимумов пространственного распределения базисных нормалей. При этом зерна новой фазы образуются в $\alpha$-матрице, характеризующейся наиболее совершенной структурой и находящейся в растянутом состоянии. Это подтверждает дислокационный механизм ФП $\alpha\rightarrow\beta$. Установлены основные физические механизмы, определяющие поведение циркониевых изделий при термическом расширении в температурном интервале 20-1200 °C. Это позволило предложить аналитические выражения для описания кривых термического расширения оболочечных труб из сплава Zr-1%Nb при первом нагреве в температурном интервале 293-1473 K (20-1200 °C). Закономерное изменение кристаллографической текстуры в результате первого цикла ФП $\alpha\rightarrow\beta\rightarrow\alpha$ объясняет снижение анизотропии расширения изделия при последующих циклах, не влияющих на кристаллографическую текстуру. Обнаружено, что в процессе охлаждения исследованных кубических образцов из сплава Zr-2,5%Nb на стадии обратного ФП $\beta$-фазы в $\alpha$ отмечается увеличение их размеров в тангенциальном направлении до 2,3% и уменьшение в радиальном до 1,3%, если в исходных образцах оси <10.0> ориентированы вдоль *L*-направления. В сплаве, характеризующемся текстурой рекристаллизации с преимущественной ориентацией нормалей <11.0> вдоль *L*, размеры образцов изменяются лишь на 0,1-0,2%. Обнаружено влияние величины внешней приложенной нагрузки на протекание обратного $\beta\rightarrow\alpha$ ФП. Это выражается в подавлении роста зерен α-фазы с ориентацией базисных нормалей, отклоненных от направления внешних сжимающих напряжений на угол менее 45°, если сжимающие напряжения находятся на уровне предела текучести при обратном ФП.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-79-10289, https://rscf.ru/project/24-79-10289/)*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Isaenkova M., et al. // Metals, 2023, 13(10), 1784.
[2] Isaenkova M.G., et al. // Letters on Materials, 2024, 14 (4), pp. 412-418.
[3] Krymskaya O.A., et al. // Tsvetnye Metally, 2022, 10, 13-18.
[4] Isaenkova M.G., et al. // Nuclear Materials and Energy, 29 (2021) 101071.

# СТРУКТУРНЫЕ НЕОДНОРОДНОСТИ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-ХРОМ-НИКЕЛЬ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

**Блинова Е.Н.[1], Исаенкова М.Г.[2], Крымская О.А.[2], Либман М.А.[1], Сундеев Р.В.[1], Шурыгина Н.А.[1,3]**

*[1]Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И. П. Бардина, г. Москва, Россия*

*[2]Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия*

*[3] РТУ МИРЭА, г. Москва, Россия*

*blinova_en@rambler.ru*

Экстремальные внешние воздействия и, в частности, мегапластическая деформация (МПД) являются эффективным способом воздействия на фазовые превращения в металлических сплавах с целью создания метастабильных состояний с физическими свойствами, отличающимися от свойств, получаемых в равновесном состоянии. Одним из видов МПД является деформация в камере Бриджмена, при которой образцы металлических сплавов подвергаются сдвиговой деформации путем вращения одной поверхности тонкого образца относительно другой его поверхности при высоком квазигидростатическом давлении. Применение деформации в камере Бриджмена создает в металлических образцах деформационную неоднородность, представляющую собой зависимость локальной деформации от положения на поверхности или в объеме образца. Следствием деформационной неоднородности является образование структурной неоднородности - различное содержание образующихся фаз от величины локальной деформации.

В настоящей работе исследовано образование такой структурной неоднородности в метастабильном сплаве Fe-18Cr-10Ni. Для проведения исследований образцы сплава были выплавлены в вакуумной индукционной печи на чистых шихтовых материалах и прошли технологический передел, включающий в себя ковку, горячую прокатку и холодную прокатку с обжатием не менее 80%. В результате холодной прокатки в сплаве было реализовано прямое (γ→α) мартенситное превращение с практически полным распадом γ-фазы. Из холоднодеформированной ленты толщиной 0.6 мм были изготовлены образцы для деформации в камере Бриджмена в виде дисков диаметром 8.0 мм и толщиной 0.2 мм. На этих образцах при комнатной температуре была осуществлена сдвиговая деформация с количеством оборотов наковальни N = 0.5 - 8. Исследование структуры образцов проводилось методом рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре (D8 Discover, Bruker) с системой поликапиллярной оптики (POLYCAP) для формирования пучка малого сечения с высокой интенсивностью. Запись дифракционных спектров осуществлялась при использовании излучения $CuK_{\alpha}$ и позиционно-чувствительного детектора LynxEye. Соотношения объемных долей γ –фазы (аустенита), α- и ε-мартенсита, а также параметров структуры обнаруженных фаз, рассчитывались методом Ритвельда с использованием специализированного программного обеспечения для обработки рентгеновских дифракционных спектров DIFFRAC.EVA v.4.2 (с международной базой рентгенографических данных ICDD PDF-2) и DIFFRAC.TOPAS v.5.0.

В ходе проведенных исследований было установлено, что в результате МПД реализуется мартенситное превращение с образованием двух типов мартенсита α и ε, (при этом обнаружено некоторое количество γ-фазы), соотношение объемных долей которых определяет величину спонтанной намагниченности сплава. В приведенной ниже таблице представлены результаты измерений объемных долей α, γ и ε-фаз в зависимости от количества оборотов наковальни и области съемки.

| Количество оборотов наковальни, N | Область съемки | Объемные доли фаз | | |
|---|---|---|---|---|
| | | α | ε | γ |
| 0.5 | Центральная | 0.61 | 0.39 | 0 |
| | Интегральная | 0.94 | 0.06 | 0 |
| 1 | Центральная | 0.92 | 0.04 | 0.04 |
| | Интегральная | 0.94 | 0.06 | 0 |
| 2 | Центральная | 0.74 | 0.15 | 0.11 |
| | Интегральная | 0.95 | 0.05 | 0 |
| 3 | Центральная | 0.84 | 0.09 | 0.07 |
| | Интегральная | 0.97 | 0.03 | 0 |
| 4 | Центральная | 0.73 | 0.27 | 0 |
| | Интегральная | 1.0 | 0 | 0 |
| 6 | Центральная | 0.74 | 0.26 | 0 |
| | Интегральная | 1.0 | 0 | 0 |
| 8 | Центральная | 0.84 | 0.16 | 0 |
| | Интегральная | 1.0 | 0 | 0 |

Из приведенных в таблице результатов следует, что имеет место существенное различие между объемными долями фаз, определенными при съемке в центральной области образца и со всего образца, что указывает на наличие в образце структурных неоднородностей, связанных с неоднородным распределением локальных деформаций после обработки сплава в камере Бриджмена. Структурные неоднородности, возникающая в сплаве в результате деформации в камере Бриджмена, влияет также на некоторые локальные свойства, в первую очередь, микротвердость HV, что приводит к зависимости HV(x) (x - место измерения на поверхности образца). Однако, для большинства физических свойств, в частности, магнитных эффект связанный со структурной неоднородностью не проявляется, так как эти свойства измеряются во всем объеме образца [1,2].

ЛИТЕРАТУРА

1. Блинова Е.Н., Либман М. А., Глезер А.М., Исаенкова М.Г., Томчук А.А., Комлев А.С., Крымская О.А., Филиппова В.П., Шурыгина Н.А. Особенности фазовых превращений в метастабильном сплаве Fe-18Cr-10Ni при мегапластической деформации // Деформация и разрушение материалов. 2022. №4. С. 19-26.

2. Блинова Е.Н., Глезер А.М., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Либман М. А., Перов Н.С., Томчук А. А., Шурыгина Н.А. Влияние низкотемпературной мегапластической деформации на намагниченность насыщения и кристаллогеометрические характеристики фаз в метастабильном сплаве Fe-18Cr-10Ni // Деформация и разрушение материалов. 2023. №4. С.2-9.

# ОСОБЕННОСТИ ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЙ НА ЭРОЗИОННЫЙ ИЗНОС ДЕТАЛЕЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОТОЧНОЙ ЧАСТИ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ ОТ ВОЗДЕЙСТВИЯ ТВЕРДЫХ АБРАЗИВНЫХ ЧАСТИЦ

**Воробьев С.В., Першин А.В., Хамидуллин А.Ш.**
*ФАУ «ЦИАМ им. П.И. Баранова», Москва*
*svvorobyev@ciam.ru*

Применение полимерных композиционных материалов (ПКМ) в авиации резко возрастает из-за существенных преимуществ их использования. Однако, они имеют и существенные недостатки, например их эрозионная стойкость на порядки ниже, чем у металлов. Процесс эрозионного износа элементов конструкции газотурбинного двигателя (ГТД) обусловлен воздействием абразивными частицами (АЧ), источниками которых является земная поверхность, а так же вулканический пепел. Износ приводит к снижению аэро- и газодинамических характеристик ГТД, прочностных свойств деталей, поэтому оценка ресурса и обеспечение надежности эксплуатации является важной задачей еще на этапе проектирования, выбора материалов и защитных покрытий. Согласно АП-33 [1] авиационные двигатели должны проходить сертификационные испытания на воздействия внешних факторов, в том числе и вулканического пепла.

Интенсивность износа зависит от характеристик материала деталей и АЧ, а также условий взаимодействия. В настоящее время основными стандартными методиками по оценке эрозионной стойкости материалов и покрытий являются испытания с помощью центробежного ускорителя [2] и создание ударной струи твердых частиц потоком сжатого газа [3]. Центробежный ускоритель [2] предусматривает проведение испытаний на скоростях 36 и 72 м/с с применением кварцевого песка фракцией от 500 до 900 мкм, и не предназначен для использования более мелких частиц.

В пневматической эрозионной установке (ПЭУ), рассмотренной в методике [3], в качестве АЧ применяется корунд ($Al_2O_3$), а испытания проводятся с дозвуковым соплом на скоростях частиц 30 и 62 м/с. Данные методики позволяют проводить сравнительные испытания, и не воспроизводят натурные условия воздействия АЧ различного химического состава, концентрации, твердости, размеров, формы и скорости соударения с поверхностью. Следует так же учитывать, что стандартные методики [2, 3] создавались для исследования стойкости металлов. Для испытаний на эрозионную стойкость с применением ударной струи твердых частиц потоком сжатого газа используют схему ПЭУ с обдувом всей поверхности образца 1 (рисунок 1а) и фрагмента поверхности (рисунок 1б). Из насадка 2 в поток газа 3 подаются АЧ 4, и разгоняются до определенной скорости на разгонном участке 5 (рисунок 1а) или сужающемся сопле 6 (рисунок 1б). В случае обдува всей поверхности образца 1(рисунок 1а) происходит равномерный унос материала, а при локальном обдуве (рисунок 1б) только в области 7.

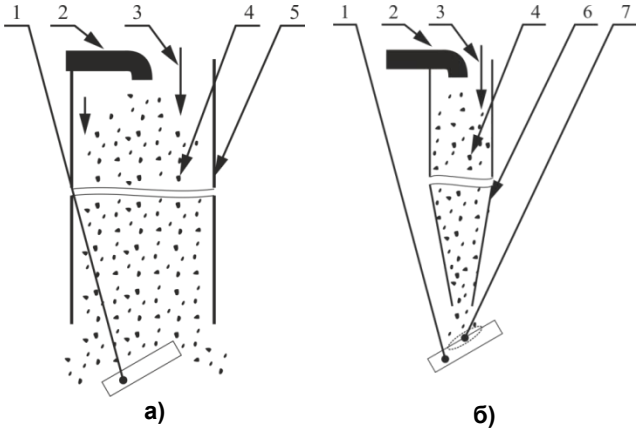



**Рисунок 1 – Схемы испытаний на эрозионную стойкость с применением ударной струи твердых частиц потоком сжатого газа с обдувом всей поверхности (а) и локальной области (б)**

Обе схемы ПЭУ имеют недостатки. При обдуве всей поверхности образца требует высоких расходов газа и разгонный участок 5 необходимой длинны для ускорения частиц до необходимой скорости. Необходимо учитывать нарастание пограничного слоя, чтобы образец 1 располагался в ядре потока. Схема обдува локальной области показан на рисунке 2, где эрозионный износ происходит по воздействием потока газа с АЧ 1, истекающего из сопла 2. После образования кратера 3, часть АЧ шаржируют (внедряются в поверхность) в области 4. Механизм разрушения изменяется, так как шаржированные в поверхность частицы подвергаются ударам летящих АЧ. При определенных условиях, например, низкой скорости потока, АЧ в области 4 образуют слой, который амортизирует ударное воздействие от летящих частиц. Так же следует отметить, что угол атаки α к поверхности образца 5 значительно меняется. В работе [2] проводят экспериментальные данные при сквозном разрушения образцов из ПКМ. По мнению авторов, такие испытания являются сравнительными, и не учитывают угол атаки α, влияние эффектов шаржирования и экранирования в области 4. На абразивную эрозию ПКМ, кроме угла атаки α, влияет также ориентация волокон относительно потока, что вводит дополнительные ограничения при использовании схемы испытаний с локальной струей обдува.

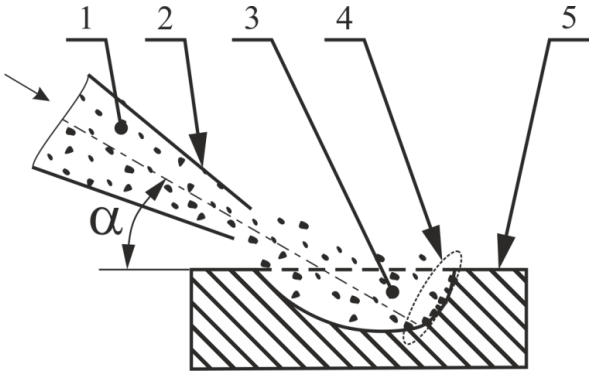



**Рисунок 2 – Схема обдува локальной области струей газа с АЧ**

В ЦИАМ эрозионные испытания ПКМ и других материалов были проводились на стенде обдувом всей поверхности образца [5]. Конструкция установки обеспечивает равномерный износ при заданном угле атаки всей рабочей поверхности образца, что позволяет использовать результаты лабораторных испытаний для оценки износа натурных конструкций. Однако установка не позволяет имитировать высокие скорости атаки АЧ. Высокие скорости возможно создавать в ПЭУ локальной областью воздействия струи газа с АЧ со сверхзвуковым соплом, представленный на рисунке 3. Стойкость материалов к эрозионному износу оценивается по параметрам абсолютной или удельной потери массы образцов в результате эксперимента. Образцы взвешиваются на весах 1 до и после испытания. Компрессором 2 в ресивере 3, создаётся избыточное давление, контролируемое манометром 4. В пылезащитной камере 5 устанавливается образец 6, на который воздействует воздушный поток с АЧ, истекающий из сверхзвукового сопла 7.

**Рисунок 3 – Фотография ПЭУ со сверхзвуковым соплом**

На данной установке проводились исследования покрытий для ПКМ различного типа [6]. Критерием для сравнения стойкости была масса АЧ, после которого наступало сквозное разрушение покрытия до основного материала.

В работе показаны недостатки стандартных методик испытаний, которые имеют ограничения по типу частиц и скорости соударения с объектами испытания. Рассмотрены особенности испытаний для ПКМ на эрозионную стойкость с применением ударной струи твердых частиц потоком сжатого газа с обдувом всей поверхности и локальной области. Представлена схема пневматической установка со сверхзвуковым соплом, разработанная в ЦИАМ, на которой возможно проводить исследования различных покрытий для ПКМ на высоких скоростях атаки АЧ, в том числе на сверхзвуковых.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Межгосударственный авиационный комитет. Авиационные правила часть АП 33. Нормы летной годности двигателей воздушных судов. 2018.

2. ГОСТ 23.201-84 Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытания материалов и покрытий на газоабразивное изнашивание с помощью центробежного ускорителя.

3. ASTM G-76 Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets (Стандартная методика проведения испытаний на эрозионный износ с ударной струей твердых частиц).

4. А. В. Зинин, С.В. Добровольский и др. Износ и эрозионная стойкость композитных элементов авиационного двигателя в газоабразивном потоке. ISSN0579-2975. Изв. вузов. Авиационная техника. 2019. № 4 стр. 156-162.

5. Т. Д. Каримбаев, Ю. А. Ножницкий, В. И. Гундаров, Л. С. Рысин, В. Г Лютцау, И. А. Тарасов Разрушение и износ композитных материалов при взаимодействии с потоком абразивных частиц. Механика композитных материалов, 1980, № 2, с. 235—240.

6. Orlov M.A., Polikarpova I.A., Storozhuk I.P., Solodilov V.I., Kireinov A.V., Afanasiev D.V., Shapagin A.V. Influence of operating conditions on the protective polyurethane coating for carbon fiber reinforced plastic blades of gas turbine engines // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – v. 1891. - p. 012038.

# ВЛИЯНИЕ ТАНТАЛА И ГАФНИЯ НА КРИТИЧЕСКИЙ ТОК ЛЕНТ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СОЕДИНЕНИЯ $Nb_3Al$, ПОЛУЧЕННЫХ ТВЁРДОФАЗНЫМ СПОСОБОМ

**Коржов В.П., Кийко В.М.**
*Институт физики твёрдого тела им. Ю. А. Осипьяна Российской академии наук,*
*Черноголовка, Россия*
*korzhov@issp.ac.ru*

Исследовали влияния гафния и тантала на критические ток $I_c$ и температуру $T_c$ слоя $Nb_3Al$, образующегося в 3-слойных лентах толщиной ~50 мкм (Nb–0,1C)/(Al–5Hf)/(Nb–0,1C) и (Nb–0,1C)/(Al–5Ta)/(Nb–0,1C). Сравнение проводили с лентой без Hf и Ta, полученной из пакета (Nb–0,1C)/Al/(Nb–0,1C).Все ленты получали прокаткой 3-слойных пакетов из соответствующих пластин, нагретых до 400–450°C, с обжатием за проход не более 25% и затем прокаткой «при комнате» до толщины ~50 мкм.

Используемый в работе Nb-сплав с углеродом выплавляли в электронно-лучевой печи с последующей доработкой его «в ленту». Al-сплавы с Hf и Ta в виде плоских пластин – плавкой во взвешенном состоянии с разливкой в массивные Cu-изложницы. Слитки прокатывали «в ленты нужной толщины».

Термообработку лент проводили в два этапа: кратковременно, при 1550–1950 °C в течение нескольких секунд, при котором в результате взаимной диффузии двух сплавов и формировался слой $Nb_3Al$ или, так называемой, β-фазы. Нагрев образцов длиной ~80 и шириной 2 мм, размещаемых между Cu-контактами, осуществляли пропусканием через них электрического тока I. Температуру T лент контролировали по заранее построенной зависимости T(I) с замером T и пирометром, и термопарой, привариваемой точечной сваркой к середине ленты. На 2-м этапе проводили низкотемпературный, при 800°C, отжиг ленты для упорядочения структурного состояния β-фазы.

Зависимости $I_c$ от магнитного поля H получали, используя сверхпроводящий соленоид, способный создавать магнитные поля H до 6 Тл при 4,2 K. Образец в соленоиде располагали так, чтобы направление поля, создаваемого соленоидом, было перпендикулярно транспортному электрическому току, текущему через образец. Критический ток фиксировали по падению напряжения на образце $10^{-5}$ в.

По проведенной работе можно сделать следующие выводы.

1. Исследовано влияние легирования слоя соединения $Nb_3Al$ углеродом и углеродом с Hf или Ta с целью повышения критического тока 3-слойных Nb/Al-лент после их термообработок пропусканием электрического тока в течение секунд.

2. Критический ток легированных лент превышал $I_c$ лент без легирования. Если в (Nb–Al)-лентах он не превышал 7,5 А/мм (ампер на 1 мм ширины ленты), то легирование слоя β-фазы углеродом повышало его до 11,6 –13,9 А/мм, углеродом с Hf или Ta – до 12,0–14,5 и 15,0–20,0 А/мм соответственно. Критические температу-ры $T_c$ этих лент,16,6–16,7 K, что ниже, чем $T_c$ нелегированного $Nb_3Al$.

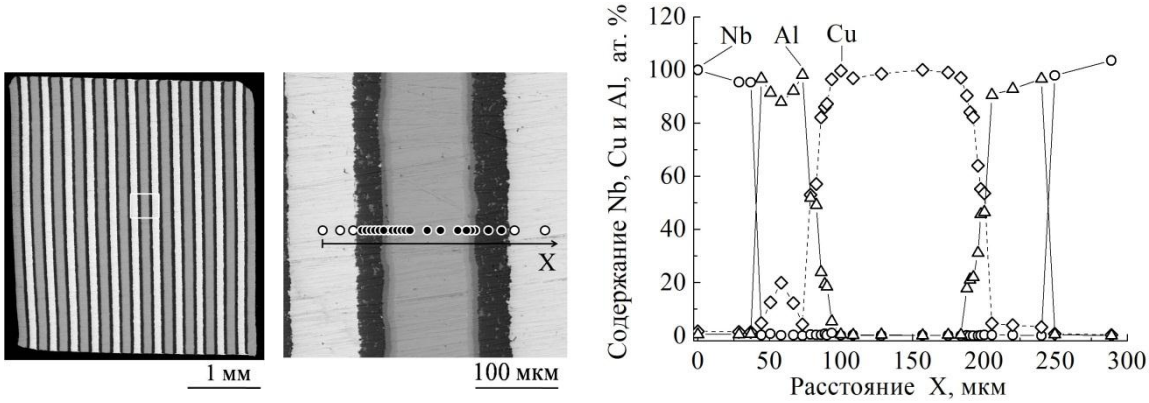
3. Низкотемпературный отжиг повышал $T_c$ до 18,1–18,2 K, а переходы в сверхпроводящее состояние становились узкими – 0,1 K. При этом $I_c$ в лентах с C, повышался до 14,5–19,0 А/мм в поле 5 Тл, а в лентах с танталом до 22,5 А/мм.

4. Для легированных лент установлено, что их критические плотности тока $j_c$ не изменялись при увеличении толщины слоёв сверхпроводящего соединения в интервале от 1 до 11 мкм, оставаясь на высоком уровне $(1,2–1,9)\cdot10^5$А/см$^2$в магнит-ном поле 5 Тл при 4,2 K. В лентах с нелегированными слоями $j_c$ резко падал уже в слоях толщиной, превышавшей ~1,5 мкм.

# СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО КОМПОЗИТНОГО ПРОВОДНИКА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Nb_3Al$, СТАБИЛИЗИРОВАННОГО МЕДЬЮ

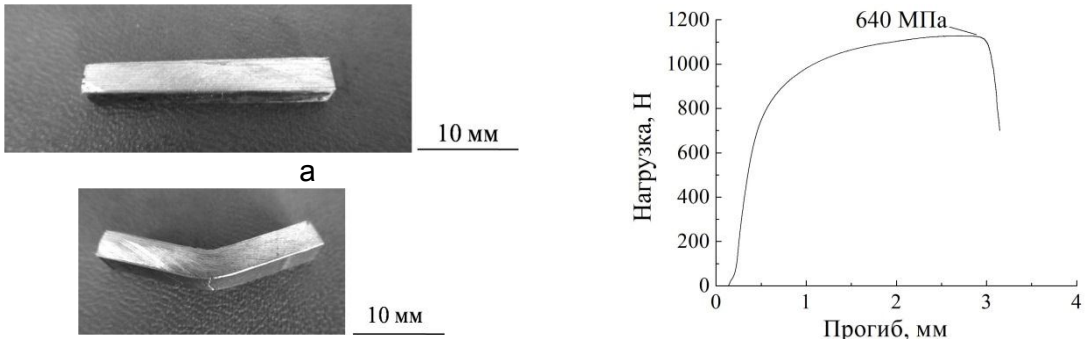
**Кийко В.М., Коржов В.П.**
*Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна*
*Российской академии наук, г. Черноголовка, Россия*
*kiiko@issp.ac.ru*

Интерметаллид $Nb_3Al$ имеет достаточно высокую температуру сверхпроводящего перехода около 18.8 К, критическую плотность тока $1.8 \cdot 10^4$ А/мм$^2$ и верхнее критическое магнитное поле около 30 Тл. Однако практическое его применение затруднено, в частности, из-за хрупкости. Продвижением в решении этой задачи является получение слоистого композитного материала, включающего для обеспечения тепловой и электромагнитной стабильности структуры и пластичные слои меди.




а б в

**Рисунок 1 – а – поперечное сечение образца (шлиф), рамкой выделен участок, показанный на рисунке 1б; б – участок, выделенный на рисунке 1а с «точками» – местами рентгеноспектрального микроанализа; в – концентрационные профили содержания Nb, Cu и Al в «точках» вдоль оси X, показанных на рисунке 1б**




а б в

**Рисунок 2 – а – образец до испытаний; б – образец после испытаний на трехточечный изгиб; в – диаграмма изгиба одного из образцов, в поле графика указано максимальное напряжение**

Материал изготовлен путем диффузионной сварки под нагрузкой в вакууме пакета чередующихся Nb–Cu–Al фольг при заданном температурно-временно́м режиме. Структура материала представлена на рисунке 1, а результаты испытаний на рисунке 2.

# ПРОИЗВОДСТВО РАБОТЫ СПЛАВАМИ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С НИЗКОЙ, СРЕДНЕЙ И ВЫСОКОЙ ЭНТРОПИЕЙ

**Сибирев А.В.[1], Беляев С.П.[1], Реснина Н.Н.[1], Базлов А.И.[1,2]**
[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия*
[2]*Университет науки и технологий МИСИС, г. Москва, Россия*
*E-mail: alekspb@list.ru*

Работа посвящена исследованию влияния концентрации легирующих элементов (Hf, Zr, Cu, Co) в шестикомпонентных сплавах с эффектом памяти формы Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co на величину производимой работы. Сплавы с концентрацией никелевой группы [Ni]=49 или 50 ат.% и концентрацией добавочных элементов X = 1, 5, 10, 17 ат.% синтезировали в вакуумной дуговой печи в атмосфере аргона. Для обеспечения однородности состава слитки массой 20 г переплавляли не менее пяти раз. Методом ДСК и электросопротивления определили температуры мартенситных превращений. Сплавы с X = 1 и 5 ат. % (низко и среднеэнтропийные сплавы) испытывали мартенситные превращения при охлаждении и нагревании в интервале температур от 150 до -110℃. Сплавы с X = 10 и 17 ат % (высокоэнтропийные сплавы) находились в аустенитном состоянии и не испытывали прямого перехода при охлаждении вплоть до температуры -180℃. Однако, в этих сплавах мартенситное превращение может происходить в процессе активного деформирования.

Из слитков вырезали образцы квадратного сечения 1×1 мм и длины 30 мм методом электроэрозионной резки. Механические испытания проводили в режиме кручения. Образец сплава закрепляли на разрезном валу: один край жестко фиксировали, другой соединяли с рычагом, на конце которого закреплён груз. Рычаг выполнял роль упругого контр-тела, благодаря чему во время работы привода в образце одновременно менялось напряжение и деформация. Угол наклона рычага измеряли с помощью цифрового инклинометра, а температуру регистрировали термопарой, закрепленной на поверхности образца.

Для исследования производства работы образцы деформировали до 5 или 10% при –196°C, затем нагревали до полного восстановления деформации ($A_к$) и подвергали одному термоциклу в интервале $A_к$÷ –196°C с жёсткостью 8 или 22 ГПа. Для сравнения также испытали образец эквиатомного сплава NiTi в тех же условиях. По полученным данным вычислили величины эффекта памяти формы (ЭПФ), реактивных напряжений и производимую работу. Сплавы с содержанием X>5 ат.% демонстрировали полный сверхупругий возврат в первой серии испытаний (5% и 8 ГПа); увеличение предварительной деформации до 10% и жёсткости до 22 ГПа позволило данным сплавам проявлять ЭПФ. Однако, даже в этом случае для сплавов с X=17 ат.% сверхупругая деформация была значительно больше величины ЭПФ (2%). Величина работы, производимой приводом, немонотонно зависела от X. Максимальная работа была произведена сплавами с X = 5 ат.%: 7,4 МДж/м³ для сплава 49-5 и 6,4 МДж/м³ для 50-5, что в два раз больше, чем в бинарном сплаве TiNi. Увеличение концентрации X, а следовательно, и энтропии сплава, понижает величину производимой работы, поскольку не весь объем сплава испытывает мартенситное превращение.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00169_П (https://rscf.ru/project/22-19-00169/).*

# СРАВНЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ РЕЛЬСОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

**Джемела П.В.[1], Громов В.Е.[1], Порфирьев М.А.[1], Шлярова Ю.А.[1], Попова Н.А.[2], Полевой Е.В.[3], Молоканов Р.Н.[3]**

*[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия, E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru*

*[2]Томский государственный архитектурно-строительный университет г.Томск, Россия, E-mail: natalya-popova-44@mail.ru*

*[3]АО «Евраз Западно-Сибирский металлургический комбинат» г. Новокузнецк, Россия, E-mail: Egor.Polevoj@evraz.com, Roman.Molokanov@evraz.com*

В настоящее время в Российской Федерации насчитывается около 85 тыс. километров железнодорожных путей. Все они требуют регулярного обслуживания, ремонта и обновления. Большая протяженность железнодорожных путей, а также разнообразное их расположение по территории обуславливают разные условия эксплуатации, под воздействием которых происходит их износ, поэтому актуальным вопросом является изучение факторов, влияющих на динамику данного процесса. В настоящем исследовании изучалась дислокационная структура и внутренние напряжения заэвтектоидной рельсовой стали (таблица 1) с различным пропущенным тоннажем и разными условиями эксплуатации:

1. Экспериментальное кольцо ВНИИЖТ г. Щербинка (далее – ЭК), 187 млн. тонн брутто;
2. Забайкальская железная дорога (далее – ЗЖД), 234 млн. тонн брутто.

**Таблица 1 – Химический состав исследуемой стали**

| Марка стали | Массовая доля элементов, % | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | C | Mn | Si | V | Cr | N | P | S | Al |
| | | | | | | | Не более | | |
| 100Ф | 0,95-1,30 | 0,75-1,30 | 0,20-0,60 | не более 0,15 | Не более 0,30 | - | 0,025 | 0,025 | 0,005 |

На рисунках 1а-1г представлены микроструктуры рельсов в зависимости от различных условий эксплуатации в плоскости поверхности катания и по радиусу скругления головки рельса - «выкружки», а в таблице 2 представлены параметры дислокационной структуры и внутренних напряжений указанных образцов, расчет которых произведен согласно [1-2]. Из рисунков 1а-1г видно, что при увеличении пропущенного тоннажа, изменения условий эксплуатации в микроструктуре перлита наблюдаются изгибные экстинкционные контуры, что свидетельствует о изгибе-кручении кристаллической решетки матрицы. На расстоянии 10 мм от поверхности катания, неразрушенный пластинчатый перлит (ЭК) и пластинчатый перлит (ЗЖД) имеют $\rho=6{,}4\times10^{-10}$ см$^{-2}$, $\rho_{\pm}=3{,}2\times10^{-10}$ см$^{-2}$ и $\rho=4{,}8\times10^{-10}$ см$^{-2}$, $\rho_{\pm}=1{,}7\times10^{-10}$ см$^{-2}$ при значениях $\sigma_л$ = 500 МПа, $\sigma_д$ = 360 МПа и $\sigma_л$ =440МПа, $\sigma_д$ =260 МПа соответственно. Поскольку скалярная плотность дислокаций $\rho$ в обоих случаях больше избыточной $\rho_{\pm}$, то изгиб-кручение кристаллической решетки носит пластический (дислокационный) характер и создается дислокационными зарядами, при этом значение средней амплитуды напряжений сдвига больше и в том и в другом случае напряжений амплитуды дальнодействующих напряжений, что означает что изгиб-кручение кристаллической решетки ферритной составляющей в зернах пластинчатого неразрушенного перлита, пластинчатого перлита создается собственной дислокационной структурой и носит пластический характер, при этом величина напряжений и плотность дислокаций выше на рельсах, снятых с экспериментального кольца.

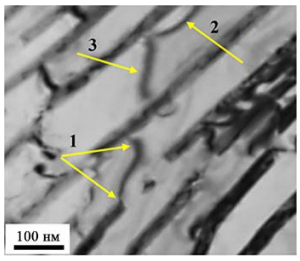



**Рисунок 1а – Изгибные экстинкционные контуры (указаны стрелками), наблюдающиеся в структуре слоя стали, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности катания (ЭК)**

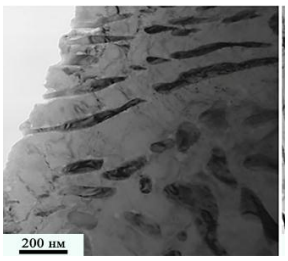



**Рисунок 1б – Электронно-микроскопическое изображение структуры рельсовой стали, демонстрирующие изгибные контуры экстинкции в пластинах цементита – (выкружка ,ЭК)**

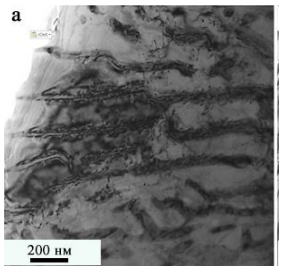



**Рисунок 1в – Дислокационная субструктура слоя металла рельс (поверхность катания), расположенного на расстоянии 10 мм (ЗЖД)**

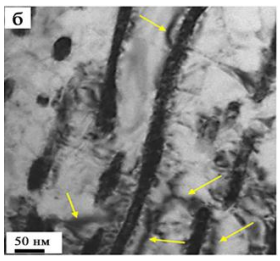



**Рисунок 1г – Электронно-микроскопическое изображение структуры металла рельс в слое, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности выкружки. (ЗЖД)**

Разрушенный и глобулярный перлит имеют аналогичную динамику дислокационной структуры, субзеренная структура отсутствует. При переходе к поверхности катания, изменяется как объемная доля морфологических составляющих, так и величина плотности дислокаций, напряжений сдвига. В ЭК и ЗЖД на поверхности катания преобладает субзеренная структура, при этом величина $\rho=\rho\pm$, это означает что структура полностью поляризована и имеет место упругопластический изгиб-кручение. Средняя величина напряжения сдвига для данной структурной составляющей $\sigma_Л$ = 380 МПа (ЭК) и 375 МПа (ЗЖД), при этом величина $\sigma_д$= 4635МПа и 870 МПа соответственно, а $\sigma_{пл}$ более чем на порядок меньше значения $\sigma_{упр}$ что приводит к возникновению трещин на данных участках пути. Таким образом, проведенное исследование показало, что чем ближе материал находится к поверхности образца, тем более напряженным становится его состояние: скалярная плотность дислокаций возрастает, появляется упругая составляющая в изгибе-кручении кристаллической решетки, и амплитуда дальнодействующих напряжений $\sigma_д$ начинает превышать напряжение сдвига $\sigma_Л$.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20020 (https://rscf.ru/project/25-29-20020/).*

ЛИТЕРАТУРА

1. Внутренние напряжения в поликристаллических материалах : учебное пособие / Попова Н.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. [и др.]. - Новокузнецк: Полиграфист, 2023. -144 с. - ISBN 978-5-91797-319-7.

2. Plastic Deformation of Nanostructured Materials / Gleser A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A., [at al.]. - CRC Press, Taylor & Francis Group, Boca Raton, London, New York, 2017. - 321 p. - ISBN 978-1138077898.

**Таблица 2 – Параметры дислокационной структуры и внутренних напряжений исследуемых образцов стали**

| Поверхность катания | 234 млн тонн брутто (ЗЖД) | | | | 187 млн. тонн брутто (ЭК) | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Перлит | | | Субзеренная структура | Не разрушенный пластинчатый перлит | | Разрушенный перлит | Глобулярный перлит | Субзеренная структура |
| | Пластинчатый | Разрушенный | Фрагментированный | | идеальный | фрагменты | | | |
| **10 мм от поверхности** | | | | | | | | | |
| Об. доля | 65% | 25% | 10% | 0 | 40% | 20% | 35% | 5% | 0 |
| $\rho\times10^{-10}$, см$^{-2}$ | 4.8 | 3.9 | 2.9 | | 6.4 | 2.8 | 3.0 | 3.6 | |
| $\rho_{\pm}\times10^{-10}$, см$^{-2}$ | 1.7 | 1.3 | 1.5 | | 3.2 | 2.8 | 3.0 | 2.5 | |
| $\chi = \chi_{пл} + \chi_{упр}$, см$^{-1}$ | 415 | 325 | 380 | | 800 | $3100=700_{пл}+2400_{упр}$ | 790 | 630 | |
| $\sigma_{л} = m\alpha Gb\sqrt{\rho}$, МПа | 440 | 395 | 340 | | 500 | 335 | 350 | 380 | |
| $\sigma_{пл} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_{\pm}}$, МПа | 260 | 230 | 245 | | 360 | 335 | 350 | 320 | |
| $\sigma_{упр} = m\alpha Gt\chi_{упр}$, МПа | 0 | 0 | 0 | | 0 | 3840 | 0 | 0 | |
| $\sigma_{д} = \sigma_{пл} + \sigma_{упр}$ | 260 | 230 | 245 | | 360 | 4175 | 350 | 320 | |
| **Поверхность** | | | | | | | | | |
| Об. доля | 15% | 40% | 10% | 35% | ~1% | 10% | 0 | 0 | 90% |
| $\rho\times10^{-10}$, см$^{-2}$ | 5.3 | 6.6 | 3.9 | 3.5 | 8.3 | 5.0 | | | 3.6 |
| $\rho_{\pm}\times10^{-10}$, см$^{-2}$ | 3.2 | 4.1 | 3.9 | 3.5 | 8.3 | 5.0 | | | 3.6 |
| $\chi = \chi_{пл} + \chi_{упр}$, см$^{-1}$ | 800 | 1025 | $1500=975_{пл}+525_{упр}$ | $1185=875_{пл}+310_{упр}$ | $2100=2075_{пл}+25_{упр}$ | $2680=1250_{пл}+1430_{упр}$ | | | $3560=900_{пл}+2660_{упр}$ |
| $\sigma_{л} = m\alpha Gb\sqrt{\rho}$, МПа | 460 | 515 | 395 | 375 | 575 | 445 | | | 380 |
| $\sigma_{пл} = m\alpha Gb\sqrt{\rho_{\pm}}$, МПа | 355 | 405 | 395 | 375 | 575 | 445 | | | 380 |
| $\sigma_{упр} = m\alpha Gt\chi_{упр}$, МПа | 0 | 0 | 840 | 495 | 40 | 2280 | | | 4255 |
| $\sigma_{д} = \sigma_{пл} + \sigma_{упр}$ | 355 | 405 | 1235 | 870 | 615 | 2725 | | | 4635 |

*$\rho$ - скалярная плотность дислокаций; $\rho_{\pm}$ – избыточная плотность дислокаций; $\chi$ - средняя амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки ; $\sigma_{л}$- амплитуда внутренних напряжений сдвига; $\sigma_{пл}$ – пластическая составляющая амплитуды внутренних дальнодействующих напряжений; $\sigma_{упр}$ – упругая составляющая амплитуды внутренних дальнодействующих (моментальных) напряжений; $\sigma_{д}$ – амплитуда внутренних дальнодействующих напряжений; $\chi_{пл}$ – пластическая составляющая градиента кривизны-кручения кристаллической решетки; $\chi_{упр}$ – упругая составляющая градиента кривизны-кручения кристаллической решетки.

# ВЛИЯНИЕ ФЕРРИТА НИКЕЛЯ НА ПЛОТНОСТЬ КЕРАМИКИ В СИСТЕМЕ $BaTiO_3$ – $CaTiO_3$

**Лалетин В.М., Поддубная Н.Н., Кудыбин М.В., Разбаев П.А.**

*Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Беларусь,*
*e-mail: laletin57@rambler.ru*

В настоящее время материаловедение уделяет большей внимание разработке новых керамических материалов, не содержащих свинец, для вытеснения широко распространенной в промышленности керамики цирконат-титанат свинца. Большинство таких исследований рассматривает модификации известных керамик на основе твердых растворов $BaTiO_3$, $CaTiO_3$, $BaNb_2O_6$, $BaNbO_3$ и др. Одним из недостатков керамики на основе титаната бария-кальция является ее высокотемпературный обжиг 1380 – 1400$^o$C [1]. Недавние исследования показали, что легирование титаната бария ферритом никеля в количестве 0,05 – 0,1 мол.% позволяет снизить его температуру спекания до 1220 – 1300$^o$C [2,3]. В представленной работе мы решили выяснить, как будут влиять добавки феррита никеля на плотность керамики на основе титаната бария.

В качестве объекта исследования выбрана керамика составов $BaTiO_3$, $Ba_{0,95}Ca_{0,05}TiO_3$, $Ba_{0,9}Ca_{0,1}TiO_3$, $Ba_{0,85}Ca_{0,15}TiO_3$, полученная из предварительно синтезированных порошков титаната бария, титаната кальция и феррита никеля. Феррит никеля получали из окиси никеля (NiO) и окиси железа ($Fe_2O_3$) при температуре 1100$^o$C. Титанат бария был синтезирован из окиси титана ($TiO_2$) и карбоната бария ($BaCO_3$) при температуре 1200$^o$C. Титанат кальция получали из окиси титана и карбоната кальция ($Ca_2CO_3$) при температуре 1250$^o$C. Время синтеза во всех случаях составляло 2 часа. Шихта для керамики готовилась из смеси порошков титаната бария, титаната кальция и феррита никеля из расчета 100 мол.% $BaTiO_3$, 95 мол.% $BaTiO_3$ и 5 мол.% $CaTiO_3$, 90 мол.% $BaTiO_3$ и 10 мол.% $CaTiO_3$, 85 мол.% $BaTiO_3$ и 15 мол.% $CaTiO_3$ и добавок $NiFe_2O_4$ в количестве 0,05; 0,1; 0,15, 0,2; 0,3; 0,4, 0,5, 0,7 и 1,0 мол.%. Взвешивание осуществляли на аналитических весах МВ3 МИДЛ. Смешивание и помол исходных компонентов проводили в яшмовой ступе в жидкой среде (этиловый спирт) в течение часа. Полученные смеси прессовали под давлением $2\ 10^8$ Па с использованием водного раствора ПВС в качестве пластификатора. Образцы спекали на воздухе при температуре 1300$^o$C в течение 2 часов. Полученные керамические заготовки подвергали плоскопараллельной шлифовке. Плотность определяли отношением массы образца к его объему.

На рисунке 1 приведены результаты влияния состава керамики на плотность образцов. Характерной особенностью кривых является наличие скачка плотности, когда с увеличением содержания феррита плотность сначала растет, а затем падает. Причем, с увеличением содержания титаната кальция максимум плотности смещается в сторону увеличения содержания феррита, а сам максимум размывается. Такое аномальное поведение зависимости плотности керамики от добавки феррита указывает на эвтектический характер взаимодействия шихты и феррита никеля. Повышенная реакционная способность смеси в области небольших добавок феррита (0,05÷0,3 мол.%), по-видимому, обусловлена увеличением скорости диффузии за счет возникновения внутренних поверхностей при разрыве кристаллитов, вследствие создаваемых новой фазой напряжений [4]. Образование новых кристаллитов приводит к диспергированию активатора спекания на атомном уровне. При этом верхняя граница концентрации активатора определяется степенью растворимости добавки в основной компоненте. С увеличением температуры спекания керамики степень растворимости растет, вследствие чего происходит смещение максимума плотности в область увеличения концентрации феррита. Таким образом, в процессе эвтектического легирования имеет место суммарный эффект твердофазной и эвтектической жидкофазной активации, приводящей к резкому увеличению плотности и снижению температуры спекаемости системы [5]. При превышении концентрации добавки ее

растворимости в основной компоненте происходит образование второй фазы. Это приводит к разрыхлению структуры и резкому снижению плотности. Необходимо отметить, что введение небольших добавок феррита никеля в шихту, состоящую из смеси порошков титаната бария и титаната кальция, позволяет понизить температуру спекания исходного материала на 60-80ºС. Указанное значение плотности 5,6 г/см$^3$ для керамики на основе титаната бария-кальция можно получить только спеканием при температуре ~1380-1400$^o$С [1].

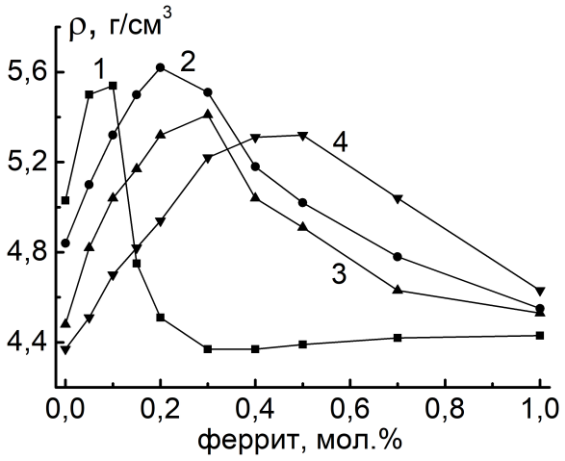



**Рисунок 1 – Зависимость плотности керамики от содержания феррита никеля.**
**1 - $BaTiO_3$, 2 - $Ba_{0,95}Ca_{0,05}TiO_3$, 3 - $Ba_{0,9}Ca_{0,1}TiO_3$, 4 - $Ba_{0,85}Ca_{0,15}TiO_3$**

ЛИТЕРАТУРА

1. Глозман И.А. Пьезокерамика. – М.: Энергия, 1972. – 288 с.

2. Гелясин А.Е., Лалетин В.М. Свойства керамики титаната бария с добавками феррита никеля. // Изв. АН СССР, сер. Неорг. Мат. – 1988. – Т.24, №12. – С.2067-2069.

3. V.M. Laletin, N.N. Poddubnaya. Properties of Barium titanat with additives of nickel ferrite / IX International Scientific Conference «ACTUAL PROBLEMS OF SOLID STATE PHYSICS» (APSSP-2021). 22-26 ноября 2021. – Scientific-Practical Materials Research Centre of NAS of Belarus, Minsk. P.366-369.

4. Крегер Ф. Химия несовершенных кристаллов. М.: «Мир» 1969. 654 с.

5. Спицын В.И. и др. Рациональное эвтектическое легирование дисперсных систем при спекании. Доклады АН СССР. 1983. Т. 273. №1. С.153-156.

# ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ МЕДИ НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ СПЛАВОВ $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{49.8-x}Cu_x$

**Поникарова И.В.[1], Беляев С.П.[1], Реснина Н.Н.[1], Трофимова М.Е.[1], Базлов А.И.[1,2]**
*[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия,*
*[2]Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия*
*ivp2001@yandex.ru*

Целью настоящей работы было исследование влияния концентрации меди на мартенситные переходы и функциональных свойств литых сплавов $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{49.8-x}Cu_x$, где X=1, 5 или 10 ат. %. Параметры мартенситных переходов изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Эффект памяти форы и обратимой памяти формы, а также эффект псевдоупругости исследовали в режиме растяжения.

По данным калориметрии сплавы $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{49.8-x}Cu_x$ испытывали B2↔B19' мартенситное превращение, температуры которого уменьшаются с увеличением концентрации меди в сплаве. Эффект памяти формы $\varepsilon^{SM}$ и обратимой памяти формы $\varepsilon^{TWSME}$ изучали после деформирования в мартенсите до максимальной остаточной деформации 6% с промежуточными разгрузками. Установлено, что с увеличением остаточной деформации величина эффекта памяти формы возрастает во всех сплавах. Если X=1 и 5 ат. %, то максимальные значения $\varepsilon^{SM}$ близки и равны 4±0,2 %. Если X=10 ат. %, то значение $\varepsilon^{SM}$ было выше и достигало 5,3 %. Увеличение концентрации меди приводит к уменьшению необратимой пластической деформации с 2 % в сплаве с X=1 ат. % до 1 % в сплаве с X=10 ат. %. Это связано с тем, что увеличение концентрации меди от 1 до 10 ат. %, повышает дислокационный предел текучести, в результате чего пластическая деформация была затруднена в процессе предварительного деформирования в мартенсите. Величина эффекта обратимой памяти формы $\varepsilon^{TWSME}$ увеличивается с ростом остаточной деформации во всех сплавах и достигает максимального значения 2,4 % в сплаве с X=5 ат. %. Таким образом, закономерности изменения эффекта памяти формы и обратимой памяти формы от остаточной деформации в сплавах $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{49.8-x}Cu_x$ оказались подобны тем, какие наблюдаются в бинарном сплаве TiNi. Однако значения $\varepsilon^{SM}$ меньше, чем в бинарном TiNi, а значения $\varepsilon^{TWSME}$ сопоставимы со значениями обратимой памяти формы в никелиде титана.

Сплавы демонстрировали обратимое изменение деформации при охлаждении и нагревании под постоянным напряжением. Увеличение напряжения во всех сплавах приводит к росту обратимой деформации до максимального значения 6 ± 0,5 %. Если напряжение не превосходит 200 МПа, то наблюдается незначительная необратимая деформация $\varepsilon_{pl}$. При $\sigma$=300 МПа в сплавах с X= 1 и 5 ат. % максимальное значение $\varepsilon_{pl}$=0,7 %, в сплаве с X=10 ат. % максимальное значение $\varepsilon_{pl}$=1,6%.

Для исследования эффекта псевдоупругости образцы сплавов деформировали с промежуточными разгрузками до разрушения при температурах $A_f$ ÷ $A_f$+60°C. Установлено, что сплавы с концентрацией меди 5 и 10 ат. % проявляют несовершенный эффект псевдоупругости, максимальное значение которого достигается при температуре деформирования, равной $A_f$. Увеличение концентрации меди с 5 до 10 ат. % увеличивает псевдоупругую деформацию с 1,3 до 1,6 %.

Таким образом, результаты работы показали, что в сплавах $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{49.8-x}Cu_x$ наблюдаются такие же функциональные свойства, как и в бинарном TiNi. Легирование медью уменьшает температуры мартенситных переходов, однако не оказывает существенного влияния на закономерности проявления функциональных свойств сплавов.

*Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 23-19-00280.*

# ОПТИМИЗАЦИЯ ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ МЕТИЛАММОНИЯ БРОМИДА СВИНЦА ИЗМЕНЕНИЕМ ЕГО АНИОННОГО СОСТАВА

**Шарафетдинов Д.И.[1,2], Ахметова Э.М.[1], Дулов Е.Н.[1,2]**
*[1]Казанский федеральный университет, Казань, Россия*
*[2]Институт прикладных исследований АН РТ, Казань, Россия*
*E-mail: DISharafetdinov@mail.ru*

Гибридные перовскиты, такие как $MAPbBr_3$ (MA = $CH_3NH_3$), привлекают внимание благодаря своим электронным свойствам, которые делают их перспективными для использования в детекторах ионизирующего излучения. В настоящей работе рассматриваются монокристаллы хлорзамещённого метиламмония бромида свинца с контролируемой долей замещения брома хлором. Конечной целью является получение материала, способного стать основой для недорогих детекторов и спектрометров гамма-излучения, работающих при комнатной температуре [1].

$MAPbBr_3$ и $MAPbCl_3$ характеризуются равновесной концентрацией вакансий и междоузельных дефектов соответственно, в то время как $MAPbBr_{3-x}Cl_x$ имеет более высокое объёмное удельное сопротивление, а также большую подвижность дырок, что, с учётом времени жизни носителей заряда, снижает требования к напряжённости электрического поля, необходимой для полного сбора заряда в полупроводниковом детекторе. Через фактор толерантности Гольдшмидта замещение атомов брома хлором позволяет управлять концентрацией дефектов, добиваться их минимальной концентрации и улучшения электронных свойств.

В ходе работы были синтезированы и исследованы кристаллы $MAPbBr_{3-x}Cl_x$ с долями хлора $x$ = 0.01 – 0.1. Для их получения использовались $PbBr_2$ и $PbCl_2$ и бромид метиламмония, синтезированный путем смешивания бромистоводородной кислоты и метиламина в эквимолярном соотношении. Синтез кристаллов проводился методом испарения растворителя, в качестве которого выступал диметилформамид.

Спектры поглощения кристаллов выявили четкий край поглощения ниже 580 нм, что говорит об отсутствии примесных уровней энергии. Анализ ширины запрещенной зоны показал, что замещение брома хлором влияет на электронную структуру.

Метод рентгеноспектрального флуоресцентного микроанализа использовался для подтверждения содержания хлора в кристаллах.

Термогравиметрический анализ показал, что органическая часть кристаллов теряет массу в несколько этапов. Сначала материал теряет 8 % своей массы, начиная с температуры 275 °C, далее происходит потеря массы до 22 % . Массовое соотношение метиламина и бромистоводородной кислоты в органическом катионе примерно равно 2.7, что может говорить о том, что аминогруппа связана с перовскитной матрицей менее прочно, чем HBr.

Спектры ЯМР на $^1$H подтвердили, что органическим катионом является метиламмоний, исключая наличие двоичных и третичных аминов. Это свидетельствует о чистоте синтезируемого продукта.

Фактор толерантности Гольдшмидта указывает на то, что для метиламмония при замещении брома на хлор может формироваться кубическая структура, в то время как для диметиламмония вероятна гексагональная или тетрагональная симметрия. Рентгеновская дифракция подтверждает качество кристаллической структуры и наличие кубической решетки.

Анализ полученных монокристаллов, контактирующих с электродами из токопроводящей пасты на основе серебра, а также золотыми электродами, проводился с помощью импедансной спектроскопии с целью определения вкладов электронной и ионной проводимостей.

[1] Wei H. et al. Dopant compensation in alloyed CH3NH3PbBr3− x Cl x perovskite single crystals for gamma-ray spectroscopy //Nature materials. – 2017. – Т. 16. – №. 8. – С. 826-833.

# ВЛИЯНИЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ И ОТЖИГА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КАРБИДОКРЕМНИЕВОЙ КЕРАМИКИ

**Лапицкая В.А.[1], Хабарова А.В.[1], Гринчук П.С.[1], Углов В.В.[2], Чижик С.А.[1]**
*[1]Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова НАН Беларуси*
*[2]Белорусский государственный университет*
*Минск, Республика Беларусь*
*e-mail: vasilinka.92@mail.ru*

Высокотемпературные материалы с хорошей стойкостью к внешним воздействиям перспективны для применения в ядерных реакторах [1]. Некоторые карбиды и нитриды переходных металлов, а также керамические материалы [1] обладают необходимыми свойствами (высокая температурная стабильность, механическая прочность, износостойкость) для применения в качестве конструкционных материалов ядерных энергетических систем [2], [1], [3]. Карбид кремния находит применение в разных областях, среди которых электроника, оптика, ядерные технологии [2], [4] – [6] и считается традиционным материалом ядерной энергетики [5]. Низкая наведенная радиоактивность и активационная способность, высокая теплопроводность [2], [6], малое сечение захвата нейтронов, хорошая стойкость к облучению и химическая инертность [7], [8] позволяют применять SiC также и для топливных покрытий в реакторах деления и структурных компонентов в термоядерных реакторах [5], [7]. При работе ядерных установок материалы подвергаются воздействию повышенных температур и облучения в течение долгого времени. Для имитации такого воздействия часто применяется ионная имплантация как более быстрая и дешевая альтернатива облучению в реакторе, а также из-за возможности контроля концентрации и распределения примесей по глубине и повреждений [8]. При увеличении температуры происходят изменения в структуре и состоянии отдельных фаз материала, что влияет на физико-механические свойства. При увеличении температуры, воздействующей на SiC-керамику, сообщается о снижении модуля упругости для большинства его политипов [5], [9]. Облучение нейтронами при разных температурах оказывает воздействие, отличное от обычного температурного воздействия. Облучение SiC керамики при температуре ниже 100 °C быстро снижет модуль упругости [5], [6], [10], а при повышении температуры до 800 °C E постепенно восстанавливается до значений близких к исходным. Основной причиной этого считается расширение решетки [5], [6]. Твердость после нейтронного облучения немного увеличивается при разных дозах и температурах относительно необлученного состояния [5], [6]. Также отмечалось, что твердость быстро увеличивается с температурой ниже 100ºC и практически не изменяется выше 100ºC [6]. Отмечается увеличение вязкости разрушения, вызванное облучением при температурах 573 – 1273 K [5]. Облучение нейтронами немного снижает вязкость разрушения при температуре до 400 ºC и увеличивает её при повышении температуры облучения до 1000 ºC [6].

Образцы из карбидокремниевой керамики изготавливались методом реакционного спекания в вакуумной печи при условиях, описанных в работах [11, 12]. Конечные образцы керамики содержали 93 об.% SiC и 5 об.% SiC. Облучение ионами гелия (He) и криптона (Kr) проводилось при комнатной температуре. Энергия ионов He = 40 кэВ, Kr = 280 кэВ. Облучение проводилось на линейном ускорителе тяжёлых ионов ДЦ-60. Интегральные дозы гелия: $1\cdot10^{14}$, $1\cdot10^{15}$, $1\cdot10^{16}$, $5\cdot10^{16}$ и $2\cdot10^{17}$ см$^{-2}$, а криптона – $1\cdot10^{13}$, $1\cdot10^{14}$, $1\cdot10^{15}$ и $5\cdot10^{15}$ см$^{-2}$. После этого образцы подвергались отжигу при 600 и 900 °C. Изучение особенностей структуры поверхности и измерение механических свойств (модуль упругости и микротвердость) проводили при помощи наноиндентора модели 750 Ubi (Hysitron, США). Калибровка радиуса кривизны индентора проводится по стандартному образцу плавленого кварца. Индентирование проведено на каждом образце карбидокремниевой керамики Si-SiC до и после отжига в фазы SiC и Si в пяти местах с нагрузкой 5000 мкН с предварительной визуализацией поверхности.

По полученным данным о физико-механических свойствах образцов карбидокремниевой керамики Si-SiC, установлено, что облучение ионами He и Kr, а

также отжиг при 600 °С и 900 °С оказывает различное воздействие на значения модуля упругости и микротвердости фазы SiC – при облучении ионами He и отжиге при 600 ° С получены высокие E = 298 ± 3 ГПа и H = 63,1 ± 0,4 ГПа, однако большее увеличение физико-механических свойств получено при облучении ионами Kr – E = 301 ± 5 ГПа и H = 56,7 ± 3,5 ГПа. Для фазы Si при облучении ионами He и Kr до и после отжига существенного влияния на физико-механические свойства не установлено – модуль упругости варьируется от 133 до 153 ГПа, а микротвердость от 13,5 до 14,1 ГПа.

**Благодарность.** Работа выполнена при поддержке ГПНИ, задание «Энергетические и ядерные процессы и технологии» – 2.3.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Berguzinov A. Study of Degradation Mechanisms of Strength and Thermal-Physical Properties of Nitride and Carbide Ceramics–Promising Materials for Nuclear Energy / A. Berguzinov [et al.] // Nanomaterials. – 2022. – Vol. 12, iss. 11. – P. 1789.

2. Yang T. Evaluation of Mechanical Properties Variations for Kr Ion-Irradiated 6H-SiC by Nanoindentation Methods / T. Yang [et al.] // International Journal of Applied Ceramic Technology – 2015. – Vol. 12, iss. 2. – P. 390–398.

3. Katoh Y. Properties of zirconium carbide for nuclear fuel applications / Y. Katoh [et al.] // Journal of Nuclear Materials. – 2013. – Vol. 441. – iss. 1–3. – P. 718–742.

4. Liu G. Removal behaviors of different SiC ceramics during polishing / G. Liu [et al.] // Journal of Materials Science & Technology. – Vol. 26, iss. 2. – P. 125–130.

5. Snead L. L. Handbook of SiC properties for fuel performance modeling / L. L. Snead [et al.] // Journal of nuclear materials. – 2007. – Vol. 371, iss. 1–3 – P. 329–377.

6. Nogami S. Indentation properties of silicon carbide after neutron irradiation and helium implantation / S. Nogami, A. Hasegawa // In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering – 2011. – Vol. 18, iss. 16. – P. 162007).

7. Zang H. Modifications of SiC under high fluence Kr-ion irradiation at different temperatures / H. Zang [et al.] // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. – 2013. – Vol. 307. – P. 558–561.

8. Yang Y. Dose dependence of nano-hardness of 6H-SiC crystal under irradiation with inert gas ions / Y. Yang [et al.] // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. – 2018 – Vol. 422. – P. 50–53.

9. Chavoshi, S. Z., & Xu, S. Temperature-dependent nanoindentation response of materials / S. Z. Chavoshi, S. Xu // MRS Communications. – 2018. – Vol. 8, iss. 1. – P. 15–28.

10. Jiang M. A comparative study of low energy radiation responses of SiC, TiC and ZrC / M. Jiang [et al.] // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 110. – P. 192–199.

11. Lapitskaya V., Kuznetsova T., Grinchuk P., Khabarava A., Chizhik S. Micromechanical properties of reaction-bonded silicon carbide using atomic force microscopy and nanoindentation. Ceramics International, 2024, V. 50, Is. 24, Part A, pp. 52981-52998. DOI: 10.1016/j.ceramint.2024.10.148.

12. Grinchuk, P.S. Advanced technology for fabrica-tion of reaction-bonded SiC with controlled composition and properties / P.S. Grinchuk, M. V. Kiyashko, H.M. Abuhimd, M.S. Alshahrani, D. V. Solovei, M.O. Step-kin, A. V. Akulich, M.D. Shashkov, T.A. Kuznetsova, S.M. Danilova-Tretiak, L.E. Evseeva, K. V. Nikolaeva, // Journal of the European Ceramic Society. – 2021. – Vol. 41. – P. 5813–5824.

# ПОЛУЧЕНИЕ СТАЛЬНОГО СЛОИСТОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

**Сибиряков М.М., Иванов А.М., Сыромятникова А.С., Ващенко С.С., Степанова К.В.**
*ФГБУ Федеральный исследовательский центр «Якутский научный центр СО РАН», Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова, г. Якутск, Россия*
*sibiryak.m88@mail.ru*

В данной работе рассмотрена методика получения металломатричного композиционного материала (ММКМ) в виде слоистого композита с помощью кузнечной сварки. Нагрев заготовок выполнялся в кузнечном горне, а ковка выполнялась с помощью пневматического молота модели МВ4127. Для исключения пережога свариваемых заготовок из-за образования окалины (смеси оксидов), расплавления этих оксидов во время нагрева заготовки применяли флюс – буру (тетраборат натрия $Na_2B_4O_7$). В качестве системы подачи воздуха использовался электрический нагнетатель. При разогреве пакета из стальных пластин в горне применялся древесный (березовый) уголь. Температуру начала и конца ковки контролировали с помощью инфракрасного термометра модели DT-8859, у которого интервал измеряемой температуры 223–1873 К, разрешение 0,1 градуса, спектральная чувствительность 8~14 мкм. Режим кузнечной сварки: температура начала ковки 1523 К, а окончания 1123 К. Кузнечная сварка нагретых стальных пластин производилась посредством их пластической деформации операцией ковки.

Объект исследования – стальной слоистый композиционный материал, полученный в результате кузнечной сварки заготовок из низколегированной стали 09Г2С (средний размер зерна d=7,8 мкм) и легированной углеродистой стали 40Х (d=7,05) в соотношении 55:45. Для исследования микроструктуры и получения РЭМ-снимков использовался сканирующий электронный микроскоп JSM-7800F производства JEOL (Япония).

Выполняли ковку пакета из 8-ми слоев с их чередованием (09Г2С+40Х) с некоторой протяжкой поковки с таким расчетом, чтобы получить слоистый материал с размером поперечного сечения ~25×25 мм. Охлаждение поковок осуществлялось на воздухе при комнатной температуре. Средний размер зерен составляющих слоистый композит сталей после кузнечной сварки составил: 5,2 мкм для стали 09Г2С и 4,2 мкм для 40Х. При увеличении ×5000 наблюдается частица, которая по результатам химического анализа идентифицирована как оксид железа. Ширина зоны соединения между 09Г2С и 40Х – 10,2 мкм и состоит из ферритных зерен со средним размером 4,1 мкм.

Одноосное сжатие цилиндрических образцов ∅10×12 мм, изготовленных после кузнечной сварки, выполняли в направлении армирования слоистого стального композиционного материала до 25 % деформации на универсальной испытательной машине Zwick/Roell- Z600 (Германия) с максимальным усилием 60 кН при скорости движения траверсы $8{,}33 \cdot 10^{-6}$ м/с. Кузнечная сварка различных марок сталей 09Г2С и 40Х обеспечивает повышение предела пропорциональности $\sigma_{пц}$ (454 МПа) в 1,3 раза относительно 09Г2С (364 МПа) за счет более прочной составляющей – стали 40Х.

*Работа выполнена в рамках проекта FWRS-2024-0035 Института физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова Программы фундаментальных исследований Сибирского отделения РАН с использованием научного оборудования ЦКП ФИЦ ЯНЦ СО РАН.*

# НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ УСТАНОВКИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ С ПОДАЧЕЙ АРГОНА

**Платов С.И.[1], Точилкин В.В.[1], Михалев С.В.[2], Лернер М.М.[3], Михалев А.В.[3]**
[1]*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «МГТУ им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия, e-mail: psipsi@mail.ru*
[2]*ОАО «Шумихинский завод подшипниковых иглороликов», Шумиха, Россия, e-mail: mialex@trubprom.com*
[3]*ОАО «Уральский трубный завод», Первоуральск, Россия, e-mail: 5777799@gmail.com*

Создание новых технологий и машин, обеспечивающих непрерывную разливку жидкой стали, одна из основных задач современного металлургического производства. На рисунке 1 представлена компоновка оборудования системы: промежуточный ковш (ПК) – кристаллизатор (КР) – АД (агрегат для деформации) машины непрерывного литья и деформации заготовки (МНЛДЗ) [1].

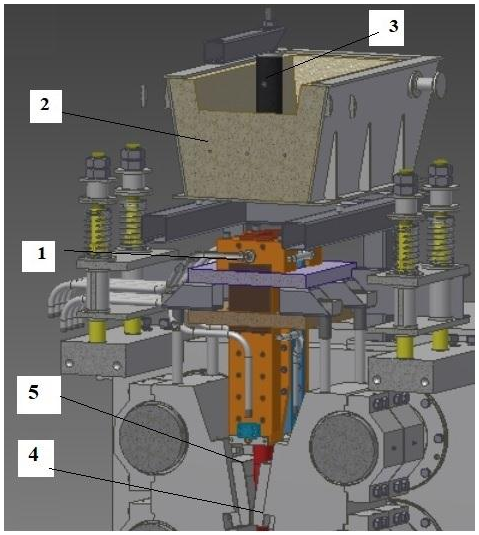



**Рисунок 1 – Компоновка подсистемы промежуточный ковш-кристаллизатор установки: 1 - кристаллизатор; 2 – промежуточный ковш; 3 – стопор; 4 - установка непрерывного литья и деформации; 5 – зона вторичного охлаждения установки**

Качество получаемой заготовки определяется эффективным рафинированием жидкого металла в зоне ПК – КР МНЛДЗ. Промежуточный ковш (ПК) установки обеспечивает дозирование жидкого металла, поступающего в кристаллизатор, а также определяет состояние жидкого металла в КР: наличие неметаллических включений (НВ), насыщение газами и т.п. Совершенствование внутреннего оборудования ПК оказывает влияние на повышение качества разливаемой стали [2]. Для удаления значительных НВ размером >20 мкм, применяют металлоприёмники (М) со специальными переливными отверстиями, перегородки и пороги. Указанные устройства имеют различную форму, размеры, различное место положения в ПК [1-4]. Объем ПК разделяется на две и более камеры – приемную, реакционную и разливочную. В приемную камеру поступает металл из сталеразливочного ковша (СРК) через специальную трубу. Применение защитной трубы для СРК – важный компонент обеспечения качества разливаемого металла В реакционной, камере в результате прохождения затопленных струй металла между металлоприемником и порогом, происходит отделение крупных металлических включений величиной (от 20 мкм). В разливочной камерах происходит его истечение из ПК. Для оценки характера движения потоков стали в системе ПК-КР-АД составить модель и выполнить моделирование. Математическая модель описывает движения потоков стали [4] в отмеченной системе (рисунок 2).

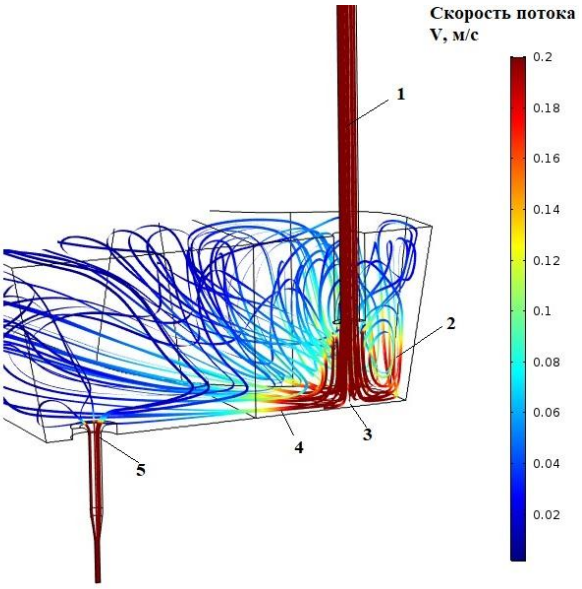



**Рисунок 2 – Потоки металла в приемной камера ПК МНЛДЗ без металлоприемника: 1 – потоки металла из СРК; 2 – линии пока жидкой стали вдоль боковой стенки ПК; 3 – линии тока стали в месте попадания струи в дно ПК; 4 – линии тока металла в сторону разливочного отверстия; 5 - разливочное отверстие**

При её составлении использованы следующие уравнения: Навье-Стокса, неразрывности потока, конвективной диффузии. Геометрия модели – в зависимости от компоновки элементов конструкций систем распределения потоков стали. Масштаб модели составлял 1:1.

При составлении математической модели приняты ряд допущений: объем ПК изначально заполнен - сталью, которая является вязкой и несжимаемой; вязкость металла постоянная; скорость истечения стали из СРК в ПК постоянна и задана; расход металла из ПК равен расходу из СРК в ПК. Для обеспечения устойчивости и надежной фиксации М в его конструкции необходимо предусматривать надежную фиксацию М от смещений (продольного и бокового) относительно дна (бойного места) ПК. Результаты моделирования показывают необходимость исключения движения потоков металла по дну ПК в сторону разливочного отверстия 5.Для решения данной задачи наиболее рационально – применение специальных порогов. Пороги позволяют создать восходящие потоки стали, обеспечивают прием первой холодной порции металла. Для отделения НВ размеров менее 10 мкм в М - применение устройств для создания аргонной завесы в поперечном сечении ПК [3]. Компоновка созданного порога в комплекте с аргонным блоком на границе приемной камеры представлена на рисунке 2, вид I [5]. Для отделения пузырьков аргона от сопла, должен быть определен диапазон рабочих давлений в аргонопроводе [5]. При этом необходимо учесть величину атмосферного ($p_a$) и ферростатического давления, поверхностного натяжения, а также потери давления. Все это способствует повышению качества металла при разливке. Давление $p_{пол}$ в системе подачи аргона определяем по зависимости

$$p_{пол} = p_a + \rho_c \cdot g \cdot h_м + \rho_ш \cdot g \cdot h_ш + \Delta p_l + \Delta p_c + \Delta p_з + 2\sigma_{пов} / r,$$

где $\rho_c$, $\rho_ш$ - плотности соответственно металла и шлака; $h_м$, $h_ш$ - высоты уровней соответственно металла и шлака; $\Delta p_l$ - потери давления по длине трубопровода;

$\Delta p_c$ - потери давления на выходе из сопла; $\Delta p_з$ - запас давления; $2\sigma_{пов} / r$ - давление от поверхностного натяжения.

Выводы

1. На основе теоретических и экспериментальных исследований созданы конструкции на базе нового оборудования ПК: донного металлоприемника с переливными боковыми отверстиями и устройств для создания аргонной завесы.

2. Разработаны конструкции ПК - М с переливными отверстиями и оборудованием для подачи аргона. Основные параметры подаваемого аргона для рассматриваемого ПК: давление аргона – 0,2…0,25 МПа (2,0…2,5 Бар); расход 1…1,5 $м^3$/час.

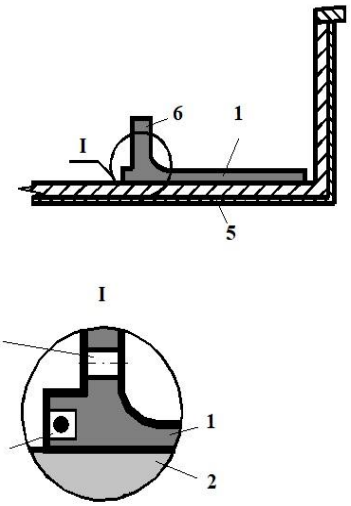



**Рисунок 3 – Компоновка приемной камеры с металлоприемником:1 - металлоприёмник; 2 – дно ПК; 3 – аргонный блок; 4 - переливные отверстия; 5 – корпус ПК; 6 – порог М**

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гидравлический привод литейно-прокатных комплексов: Учебник / А.И. Рудской, С.И. Платов, Д.В. Терентьев, В.В. Точилкин. - СПб.: - ПОЛИТЕХ-ПРЕС, 2024. – 343 с.

2. Михалев, А.В. Развитие технологии непрерывного литья и деформации заготовок с применением установки C-CAD / А.В. Михалев // Современные наукоемкие технологии. 2024. № 5-1. С. 71- 75.

3. Вдовин К.Н., Точилкин Вас. В., Добрынин С.М., Мельничук Е.А., Точилкин В.В. Конструкции и расчет металлоприемника промежуточного ковша симметричной многоручьевой МНЛЗ // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2019. Т. 17. № 3. С. 25 - 30.

4. Вдовин, К. Н. Непрерывная разливка стали. Гидромеханика машин непрерывного литья заготовок: монография / К. Н. Вдовин, В. В. Точилкин, И. М. Ячиков. - Магнитогорск : Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова, 2014. - 348 с.

5. Проектирование оборудования литейно-прокатных комплексов: Учебник / А.И. Рудской, С.И. Платов, Д.В. Терентьев, В.В. Точилкин. - СПб.: - ПОЛИТЕХ-ПРЕС, 2025. – 375 с.

6. Женин Е.В., Шаповалов А.Н. Влияние параметров непрерывной разливки на качество сортовой заготовки // Теория и технология металлургического производства. 2023. № 2(45). С. 26-33.

# О ТЕОРЕТИЧЕСКИХ ОСНОВАХ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

**Улитёнок А.О.**
*г. Могилёв, Беларусь, alexulinok@yandex. ru*

Теоретические основы метода аэродинамического звукового упрочнения (АДУ) изложены в физических процессах и физико-математической модели в [1].

Процессы АДУ состоят в том, что после предварительно нагрева, посредством резонансных акустических волн с высоким временем воздействия 1…3 мин. и низким уровнем плотности потока энергии 0,25… 0,43 Вт/м$^2$ достигается резонансные амплитуды атомов W, Co, Ti равные, соответственно, 38, 68, 75 мкм. Это приводит к смещению указанных атомов из узлов кристаллической решетки твердого сплава (ТС), и снижению «…дефектности кристаллической структуры и плотности дислокаций…» [1].

Указанные резонансные амплитуды на порядок превышают размер зерен ТС, характеризуют газообразное состояние вещества, и поэтому не соответствуют действительности.

В дальнейшем научно обоснованно и доказано [20] то, что АДУ не имеет эффекта упрочнения и практической значимости [4, 6-8, 9, 13, 14, 18], и поэтому в промышленном масштабе этот метод не применяется. Это обусловлено ошибочностью и, более того, отсутствием в [1] теоретических основ АДУ [3, 4, 15], заявленной в [1] физической основы упрочнения - изменений плотности дислокаций и параметров кристаллических решеток твердых сплавов [19], экспериментальных доказательств заявленного резонанса компонентов твердых сплавов [2] и достоверных результатов рентгеноструктурного анализа [16], а так же неадекватностью физических явлений при АДУ [2, 4, 5], физико-математической модели [2-10, 13-15] этого воздействия и невозможностью звука со столь низкими интенсивностью и частотой производить какие либо изменения в кристаллической решетке твердых тел и динамическое воздействие на твердые сплавы, и другие материалы [2, 4, 5, 7-11,16]. В работе [1] имеются материалы, вступающие в противоречие со школьным курсом математики [2, 14], физикой твердого тела [2], основами металлургии [2], материаловедением [13], философией [3].

В работе [21] видоизменили физико-математическую модель АДУ [1].

Расчёт по физико-математической модели [21] показал, что значения внешней энергии от воздействия звука на компоненты твердого сплава (6,65…9,07)·10$^{-23}$ Дж [17] << (2,5…11,1)·10$^{-18}$ Дж – энергии «…достаточной для смещения атомов кристаллической решетки твердых сплавов. …» (заключение 2 в [1]). То есть, в работе [21] вывели формулу, доказывающую ложность заключения 2 в [1] о том, что «…при давлении подающего воздуха, равного 0,2 МПа, на частотах 148 и 159 Гц, … обеспечивается энергия, воздействующая на атомы элементов твердого сплава, равная (2,5—11,1) 10$^{-18}$ Дж, …».

В [22] предложена иная, чем в [1] физико-математическая модель АДУ. Главным отличием [22] от [1] является высокоэнергетичность резонансных звуковых волн. Так, интенсивность волновой энергии в [22] – 11328…12476 Вт/м$^2$, а в [1] – 0,25…0,43 Вт/м$^2$.

Разработчики [22] утверждают, что воздействием волновой энергией с интенсивностью именно порядка 10$^4$ Вт/м$^2$ достигается энергия порядка 10$^{-18}$ Дж, необходимая для смещения атомов кристаллических решеток. С одной стороны, это утверждение обосновывает ложность заключения 2 в [1] о том, что при низкоэнергетическом воздействии с интенсивностью волновой энергии 0,25… 0,43 Вт/м$^2$ «…обеспечивается энергия, воздействующая на атомы элементов твердого сплава, равная (2,5 – 11,1) ·10$^{-18}$ Дж, …». А с другой стороны, интенсивность звука более 10$^4$ Вт/м$^2$ эквивалентна более 160 дБ [11], то есть шуму, от которого у человека шок, разрыв барабанных перепонок и легких. Поэтому такая высокая интенсивность звука при АДУ не соответствует действительности.

Иными словами, заключение 2 работы [1] опровергается работами [21] и [22].

Указанные опровержения, а также соотношение энергий звуковой волны при обработке методом АДУ к ультразвуковой обработке подтверждают выводы работ [2-19].

По [23] энергия ультразвуковой волны мала по сравнению с энергией межатомных связей, и поэтому ультразвук не может вызвать смещения атомов из узлов кристаллической решетки. А по формуле (1.40) работы [24] энергия звуковой волны, распространяющейся в твёрдом теле прямо пропорциональна квадрату частоты. Частота резонансных амплитуд атомов W, Ti, Co при АДУ не более 200 Гц [1], а частота ультразвука более 20000 Гц. Тогда соотношение энергии звуковой волны при АДУ к энергии ультразвука отличается более чем в $(20000/200)^2 = 100^2 = 10000$ раз. Поэтому не соответствует действительности заключение 2 работы [1] о том, что от звука при АДУ смещаются атомы.

До настоящего времени нет опровержения выводам работ [2-19], а работы [21-24] подтверждают их. Следовательно, указанные выводы истинные.

Выводы:

1. Не соответствует действительности заключение о наличии от звукового воздействия при АДУ: резонансных амплитуд, собственно явления резонанса и смещение атомов кристаллической решетки металлов и сплавов.
2. Варианты теоретических основ АДУ и их физико-математические модели не адекватны, противоречат множеству учебных и научных дисциплин, и поэтому они не соответствуют действительности.
3. Отсутствуют теоретические основы АДУ, а сам метод АДУ характеризуется отсутствием научной, социальной и практической значимости.

ЛИТЕРАТУРА

1. Жигалов А.Н. Теоретические и технологические основы аэродинамического звукового упрочнения твердосплавного инструмента для процессов прерывистого резания: дис. ... д-ра техн. наук. Минск, 2021. 378 с.
2. Иванова Л. В. Об амплитуде колебаний атомов компонентов твердых сплавов при аэродинамическом воздействии // Литье и металлургия. 2023. №4. С. 131-132.
3. Карабанов Д. Р. Философский аспект основы теории аэродинамического звукового упрочнения // Литье и металлургия. 2023. № 1. С. 148- 148.
4. Лушпай С.А. Об энергии аэродинамического звукового воздействия // Литье и металлургия. № 3. С. 116-117.
5. Лушпай С.А. О проникновении энергии аэродинамического звукового воздействия в твердый сплав // Литье и металлургия. – 2024. – № 3. – С. 100–101.
6. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Влияние аэродинамического звукового воздействия на свойства твердых сплавов // Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы: материалы IV Междунар. науч. конф. / г. Витебск (март 2023 г.) / Под ред. В.В. Рубаника. - Минск: УП ИВЦ Минфина, 2023. С . 118-119.
7. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Влияние звука на упрочнение металлов и сплавов // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума (Минск, 21-23 августа 2023 г.) / под ред. В.В. Рубаника. - Минск: ИВЦ Минфина, С. 251-252.
8. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. О влиянии аэродинамического звукового упрочнения на свойства сплавов // Горная механика. 2023. № 3. С. 67-70.
9. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. О неэффективности аэродиномического звукового упрочнения (АДУ) твердых сплавов //Актуальные проблемы прочности: Материалы LXVIII междунар. Науч. Конф. / г. Витебск (27-31 мая 2024 года) / Под ред. В.В. Рубаника. - Минск: УП ИВЦ Минфина, 2024. С.83-85.
10. Стеценко В.Ю. О методе аэродинамического звукового упрочнения металлокерамических твердых сплавов // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 137-138.
11. Стеценко В.Ю. Расчет среднего звукового давления при обработке сплавов методом аэродинамического звукового упрочнения // Литье и металлургия. 2023. № 2. С. 136.

12. Стеценко В.Ю. Может ли звук упрочнять металлы и сплавы? // Литье и металлургия. 2023. № 3. С. 111.

13. Стеценко В.Ю. О перспективности метода аэродинамического звукового упрочнения сплавов // Литье и металлургия. 2023. № 4. С. 133-134.

14. Улитёнок А.О. Влияние метода аэродинамического звукового упрочнения на твердость чугуна // Литье и металлургия. 2023. № 1.С. 146-147.

15. Улитёнок А.О. Явления в кристаллической решетке при аэродинамическом звуковом упрочнении // Литье и металлургия. 2023. № 2. С. 141-142.

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

17. Улитёнок А. О. Расчет энергии аэродинамического звукового воздействия на атомы кристаллической решетки // Литье и металлургия. – 2024. – № 2. С. 170–172.

18. Улитёнок А.О. Об отсутствии влияния аэродинамического звукового воздействия на прочностные свойства серого чугуна //Актуальные проблемы прочности: Материалы LXVIII междунар. Науч. Конф. / г. Витебск (27-31 мая 2024 года) / Под ред. В.В. Рубаника. - Минск: УП ИВЦ Минфина, 2024. С.76-77.

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

20. Улитёнок А.О. Об энергии аэродинамического звукового и ультразвукового воздействия на металлы и сплавы // Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы (TA2025): V Международная научная конференция, Тольятти, 19–21 мая 2025 года: сборник материалов / отв. ред. Д.Л. Мерсон. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2025. – С.85-86.

21. Жариков А. Н., Жигалов А. Н. Расчет интенсивности звуковой энергии для обработки твердого сплава методом аэродинамического звукового упрочнения // Технологическое обеспечение машиностроительного производства: сб. ст. Междунар. науч.-техн. конф. / М-во образования Респ. Беларусь, М-во науки и высш. образования Рос. Федерации, Белорус.-Рос. ун-т; редкол.: М. Е. Лустенков (гл. ред.) [и др.]. – Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2024. – 211 с.: ил.

22. Горавский И. А., Жигалов А. Н. Энергетические процессы при аэродинамическом звуковом упрочнении концевого фрезерного инструмента из быстрорежущей стали Р6М5 // Материалы и технологии. - 2024. - № 2 (14). - С. 10-18.

23. Лосев А. Ю. Исследование акустопластического эффекта и факторов, его вызывающих, методом Э В М моделирования / Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. - М.: МГТУ имени Н.Э. Баумана, 2005.-16 С.

24. Клубович, В.В. Ультразвук в процессах самораспространяющегося высокотемпературного синтеза: монография / В.В. Клубович, М.М. Кулак, Б.Б. Хина. - Мн.: БНТУ, 2006. -279 С.

# РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СХЕМЫ И ПРОИЗВОДСТВО ТРУБ ИЗ НИКЕЛАДА ТИТАНА

**Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Черкасов В.В., Куприков М.П.**
*Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва, Россия*
*vandreev@imet.ac.ru*

Полуфабрикаты в виде бесшовных труб из сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана получили широкое практическое применение в различных областях космической, автомобильной и атомной промышленности, а также, в особенности, в медицине. Задача получения бесшовных труб из никелида титана в России остается нерешённой в связи с отсутствием готовых технологических решений и структурированных знаний о структурообразовании и деформационном поведении при винтовой раскатке.

В данной работе представлены результаты исследования возможности получения труб из СПФTi-Ni заэквиатомного по никелю состава, полученные в рамках разработки новой технологической схемы производства труб из никелада титана.

Гильзы из никелида титана заэквиатомного по никелю состава для проведения раскатки были получены на высокоточном оборудовании методом электроэрозионной резки. Вырезка гильз осуществлялись в одном технологическом цикле, что позволило сократить время изготовления гильз при высокой точности геометрических размеров. Опытную винтовую прокатку гильз с внешним диаметром 40 мм и толщиной стенки 10 мм проводили на трехвалковом стане винтовой прокатки СВП 70. В результате проведения прокатки была получена бездефектная трубная заготовка с минимальным внешним диаметром 27,5 мм и толщиной стенки 4 мм. Далее были всесторонне исследованы и проанализированы сформированное структурно-фазовое состояние и свойства полученной заготовки на различных стадиях винтовой раскатки, а также изучено влияние последеформационного отжига (ПДО) на стабильность структуры и температуры мартенситных превращений (МП)

Анализ структуры и фазового состава образцов, а также характеристических температур прямого и обратного МП показали, что винтовая раскатка при высоких температурах не сопровождается значительным изменением структурно-фазового состояния сплава и определялась, во многом, не режимами высокотемпературной обработки, а скоростью охлаждения. ПДО образцов заэквиатомного по никелю СПФ Ti-Ni после раскатки приводит к росту внутренних напряжений, за счет выделения частиц фазы $Ti_3Ni_4$, что видно исходя из увеличения ширины рентгеновских линий у всех исследуемых образцов. ПДО способствует повышению уровня механических и функциональных свойств и позволяет регулировать характеристические температуры МП в достаточно широких пределах, что является положительным фактором для возможности дальнейшего практического применения полученных трубных заготовок СПФ Ti-Ni. К наиболее перспективным режимам раскатки трубной заготовки СПФ Ti-Ni заэквиатомного по никелю составов, следует отнести проведение умеренной деформацию с относительным обжатием за проход 10-30% при температурах деформации 850-1000 °С. Повышение температуры деформации до 1000 °С значительно снижает нагрузку на оборудование, а также риск разрушения заготовки в процессе раскатки из-за ее захолаживания. Таким образом, в результате реализации данного проекта удалось достигнуть значимого результата – впервые на территории Российской Федерации получить качественные трубные заготовки из никелида титана с памятью формы со стабильным уровнем свойств.

*Исследование выполнено в рамках проекта Российского научного фонда № 23-19-00729, https://rscf.ru/project/23-19-00729/.*

# ПОЛУЧЕНИЕ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-КАЛЬЦИЙ

**Рогачев С.О.[1,2], Андреев В.А.[1], Моляров А.В.[2], Наумова Е.А.[2]**
*[1]ИМЕТ РАН, Москва, Россия, E-mail: csaap@mail.ru*
*[2]Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия*

Алюминий-кальциевые сплавы с композитной структурой, состоящей из твердого раствора на основе алюминия и эвтектики, характеризуются высокой технологичностью при литье и деформации, малой плотностью, высокой коррозионной стойкостью. Наиболее благоприятную структуру имеют сплавы с общей объемной долей интерметаллидных частиц свыше 35%, с компактными первичными интерметаллидными кристаллами размером не более 25 мкм, равномерно распределенными по объему, и дисперсными многокомпонентными эвтектиками. Такую структуру можно реализовать в многокомпонентных заэвтектических алюминиевых сплавах системы Al–Ca–X (где X – Ce, La, Ni и др.); кроме этого, благодаря наличию в составе церия, лантана, никеля, такие сплавы обладают повышенной теплостойкостью.

В работе методом горячей трёхвалковой радиально-сдвиговой прокатки (РСП) получены прутки диаметром 10,8 мм из заэвтектического алюминиевого сплава Al–4 %Ca–4 %La–1 %Mn–1 %Ni–5 %Cu (мас.%). Перед прокаткой заготовку с начальным диаметром 22 мм подвергали сфероидизирующему отжигу при температуре 550 °C в течение 5 ч. РСП проводили на трехвалковом мини-стане 14-40 за несколько проходов, причем абсолютное обжатие за проход было постоянным и составило около 1 мм. Перед прокаткой, а также перед каждым последующим проходом заготовку нагревали до температуры 500 °C с выдержкой 15 мин.

Установлено, что в процессе РСП происходит осевое разрушение материала заготовки, наблюдаемое в виде несплошности диаметром до 4 мм по всей длине заготовки. Кроме этого обнаружено, что периферийные области прутка на глубине до 2 мм обладают большей однородностью по сравнению с остальным объемом материала.

Полученные прутки нарезали на фрагменты длиной около 100 мм, после чего растачивали центральную часть на сверлильном станке. В результате были получены трубчатые образцы с внутренним диаметром 6,6 мм и толщиной стенки 2,1 мм.

Испытание на растяжение трубчатых образцов проводили на машине Zwick, используя специальные торцевые заглушки, со скоростью деформации 0,002 $с^{-1}$. Длина калибровочной части образца составила 20 мм.

Результаты испытания на растяжение показали, что в исходном отожженном состоянии сплав имеет предел текучести 60 МПа, предел прочности 100 МПа и относительное удлинение 2 %. Предел текучести, предел прочности и относительное удлинение трубчатого образца составили 139 МПа, 173 МПа и 4 %, соответственно. Таким образом, прочность и пластичность образцов после РСП в 2 раза выше по сравнению с исходным отожженным состоянием сплава.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00319-25-00. Благодарим М.А. Барыкина за помощь в приготовлении слитка.*

# КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВИНТОВЙ ПРОШИВКИ С ЦЕЛЬЮ ОЦЕНКИ СКРУЧИВАНИЯ ГИЛЬЗ

**Андреев В.А., Романцев Б.А., Скрипаленко М.М., Юсупов В.С., Куприков М.П.**
*ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия*
*andreev.icmateks@gmail.com*

Процесс винтовой прокатки, в особенности винтовой прошивки, сопровождается скручиванием заготовки и гильзы [1,2,3] из-за различной скорости вращения смежных сечений в очаге деформации. Большинство специалистов считает скручивание отрицательным явлением, так как оно вызывает дополнительные растягивающие напряжения в металле и способствует образованию дефектов в виде плен и разрывов, ухудшению качества труб.

Целью работы являлась оценка скручивания гильз при двух- и четырёхвалковой прошивке стальных заготовок с помощью конечно-элементного компьютерного моделирования.

Провели кончено-элементное компьютерное моделирование процессов двух- и четырёхвалковой прошивки с помощью вычислительной среды конечно-элементного анализа QForm. Предварительно в SolidWorks создали модели валков, заготовки и оправки. Размеры валков двух- и четырёхвалкового станов, а также оправки представлены на рис. 1. Диаметр заготовки составлял 60 мм, длина – 300 мм. Расстояние между валками двухвалкового стана в пережиме составляло 52 мм, между линейками – 58 мм. Расстояние между основными (чашевидными) валками четырёхвалкового стана в пережиме составляло 54 мм, между вмспомогательными (грибовидными) – 58 мм. Обжатие перед носком оправки, выдвинутой перед пережимом на 30 мм, составляло 5%. Созданные в SolidWorks модели валков, заготовки и оправки позиционировали в сборку, сборку сохраняли в формате .step и загружали в QForm. Скорость вращения валков двухвалкового стана и основных валков четырёхвалкового стана задали равной 100 об/мин, скорость вращения вспомогательных валков четырёхвалкового стана задали равной 90 об/мин. Угол подачи валков в каждом стане составлял 15 градусов. Угол раскатки вспомогательных валков четырёхвалкового стана составлял 7 градусов, основных валков четырёхвалкового и валков двухвалкового составлял -7 градусов. При расчёте для заготовки использовали граничные условия «толкатель» и «вращение». Материал заготовки – сталь 45, температура заготовки перед прошивкой - 1200°С. Теплообмен между деформирующим инструментов и заготовкой – «Простой». Фактор трения для пары «валок-заготовка», исходя из опыта моделирования процессов винтовой прошивки в QForm задали равным 3, закон трения «Зибель». Фактор трения для пар «линейка заготовка» и «оправка-заготовка» задали равным 0,3, закон трения «Зибель». При моделировании оправка имела возможность свободно вращаться при контакте с гильзой.

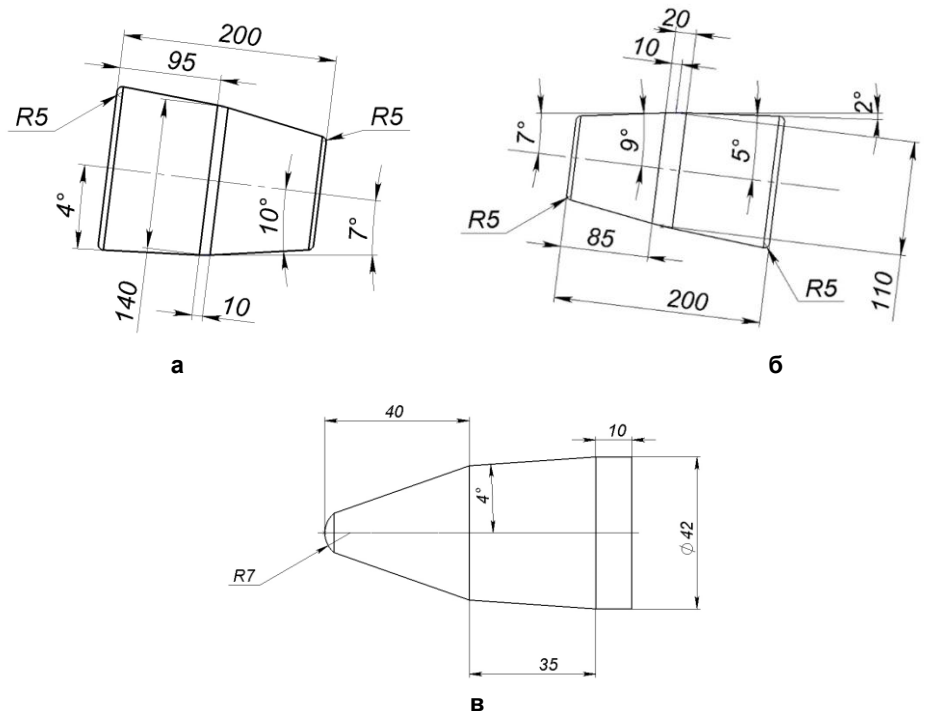



**Рисунок 1 – Размеры валка двухвалкового стана и основного валка четырёхвалкового стана (а), вспомогательного валка четырёхвалкового стана (б) и оправки (в)**

Используя результаты моделирования определяли момент для скручивания поперечных сечений заготовки – гильзы $M_{ск}$ как сумму моментов сил трения от валков $M_в$, линеек $M_н$ и оправки $M_о$, т.е.:

$$M_{ск} = M_в \pm M_н + M_о. \quad (1)$$

Моментом сил со стороны свободновращающейся оправки можно пренебречь. Тогда:

$$M_в = 2 \cdot P_в \cdot f_в \cdot tg\beta, \quad (2)$$

где $P_в$ – усилие металла на валок (2 – для двухвалкового стана и для основных валков четырёхвалкового стана), Н, $f_в$ – коэффициент трения ~ 0,35, β – угол подачи, град. Для линеек двухвалкового стана и вспомогательных валков четырёхвалкового стана момент сил трения:

$$M_н = k \cdot P_в \cdot 2 \cdot f_н \cdot tg\beta, \quad (3)$$

где k – коэффициент, учитывающий уровень усилия на линейку относительно усилия на валок при двухвалковой прошивке и уровень усилия на вспомогательный валок относительно усилия на основной валок при четырёхвалковой прошивке, $f_н$ – коэффициент трения, 0,25 для линеек и 0,35 для вспомогательных валков. Тогда момент скручивания при двухвалковой прошивке:

$$M_{ск} = 2 \cdot P_в \cdot 0{,}35 \cdot tg\beta \pm k \cdot P_в \cdot 0{,}5 \cdot tg\beta = (0{,}7 \pm 0{,}5k) \cdot P_в \cdot tg\beta. \quad (4)$$

Момент скручивания при четырёхвалковой прошивке:

$$M_{ск} = 2 \cdot P_в \cdot 0{,}35 \cdot tg\beta \pm k \cdot P_в \cdot 0{,}7 \cdot tg\beta = (0{,}7 \pm 0{,}7k) \cdot P_в \cdot tg\beta \quad (5)$$

Учитывая, что скручивание влияет на качество поверхности получаемых гильз, в том числе способствует появлению разрывов, оценили вероятность разрушения на

поверхностях гильзы. С этой целью с помощью инструментария QForm рассчитали изменение по длине образующей на внутренней и наружной поверхностях гильз нормализованного критерия разрушения Кокрофта-Лэтэма [4,5].

По результатам исследований установили:

1. Значения момента скручивания для выбранных параметров процесса при двухвалковой прошивке лежат в интервале 22506÷36389 Н·м, при четырёхвалковой - 11541÷19235 Н·м. То есть снижение относительно двухвалковой прошивки составляет 47-48%. При этом в четырёхвалковой схеме есть возможность изменять момент скручивания за счёт изменения момента сил трения от вспомогательных валков, варьируя их частоту вращения.

2. Снижение момента скручивания при четырёхвалковой прошивке по сравнению с двухвалковой позволяет снизить риск разрушения металла на поверхностях гильз. На установившейся стадии прошивки нормализованный критерий разрушения Кокрофта-Лэтэма вдоль наружной поверхности гильзы до 20% ниже при четырёхвалковой схеме, на внутренней – до 37%.

*Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 23-19-00775 https://rscf.ru/project/23-19-00775/*

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Потапов И.Н., Полухин П.И. Технология винтовой прокатки. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1990, 344 с.

2. Тетерин П.К. Теория поперечной и винтовой прокатки. Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Металлургия, 1983.-270 с.

3. Потапов И.Н., Коликов А.П., Друян В.М., Теория трубного производства. Учебник для ВУЗов. – М.: Металлургия, 1991. 424 с.

4. Stefanik A., Dyja H., Mróz, S. Determination of the Critical Value of Normalized Cocroft - Latham Criterion During Multi Slight Rolling Based on Tensile Test. Archives of Metallurgy and Materials, 2011, 56(2), pp 543-549. https://doi.org/10.2478/v10172-011-0058-0

5. Gamin Yu. V., Skripalenko M. M., Romantsev B. A., Kadach M. V. Prediction of Billet Fracture at Two-High Screw Rolling Piercing. Metallurgist, 2021, 64(9–10), pp. 1020–1028. https://doi.org/10.1007/s11015-021-01093-1

# ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ «КРИСТАЛЛ ⇔ АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

**Сундеев Р.В.[1,2,3], Шалимова А.В.[2], Велигжанин А.А.[4], Рогачев С.О.[3]**
*[1]РТУ МИРЭА, Москва, Россия*
*[2]ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия*
*[3]НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*
*[4]НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия*
*sundeev55@yandex.ru*

Важной задачей современного физического материаловедения является создание новых перспективных материалов, способных удовлетворить бурно развивающиеся виды новой техники, приборостроения, электроники и медицины. В частности, важным требованием к современным материалам является их многофункциональность, то есть способность обладать сразу несколькими, иногда трудно совместимыми, высокими физико-химическими и механическими свойствами. Проблема разработки многофункциональных материалов заключается по существу в поиске новых необычных структурно-фазовых состояний, обладающих различной степенью атомного и кристаллического упорядочения. Одним из наиболее эффективных методов создания необычных структур с уникальными свойствами, безусловно, является метод экстремально больших пластических воздействий на твердое тело, например, кручение под высоким давлением (КВД).

Систематически изучены структурно-фазовые превращения в кристаллических сплавах на основе алюминия, никелида титана, циркония и железа в ходе КВД при разных условиях. Выявлены основные факторы, определяющие склонность кристаллических сплавов и отдельных кристаллических фаз к деформационной аморфизации в процессе КВД. *In situ* обнаружено резкое скачкообразное возрастание напряжения сдвига в ходе деформации исходно кристаллического сплава на основе никелида титана при КВД. Установлено, что наблюдающийся эффект обусловлен деформационно-индуцированным фазовым переходом «кристалл ⇒ аморфное состояние» и соответствующим изменением механизма деформации. Показано, что аморфизация материала начинается на границах зерен и фрагментов кристаллической фазы в результате реализации процессов зернограничного проскальзывания. Теоретические расчеты показывают, что в рамках неравновесной термодинамики можно качественно объяснить наличие деформационной аномалии («двойного» предела текучести) при фазовом переходе «кристалл ⇒ аморфное состояние» в процессе КВД сплава на основе никелида титана. Методам EXAFS-спектроскопии, изучены особенности локальной атомной структуры аморфного сплава на основе никелида титана, полученного методом ЗЖС и КВД. Показано, что локальная атомная структура аморфных фаз, полученных методами ЗЖС и КВД, не идентична. Локальная атомная структура аморфного состояния, полученная методом КВД, изменяется в зависимости от величины деформации. Обнаружено, что различие в локальной атомной структуре аморфных сплавов на основе никелида титана, полученных ЗЖС и КВД, приводит к существенному различию в механизмах кристаллизации аморфных фаз.

*Авторы выражают благодарность РНФ за финансовую поддержку (грант 225-22-00132).*

# РЕАКТИВНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМАХ ФИКСАЦИИ ОБРАЗЦА

**Гусева А.В.[1], Плотников В.А.[1], Грязнов А.С.[2]**
*[1]Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия*
*[2]Алтайский государственный медицинский университет,*
*г. Барнаул, Россия, schannavac@mail.ru*

Сплавы с памятью формы представляют собой особый класс материалов, способных восстанавливать свою исходную форму после значительных деформаций при изменении температуры. Это свойство обусловлено особыми структурными фазовыми превращениями в их кристаллической решетке. Важным аспектом поведения таких сплавов является возникновение реактивных напряжений в их заневоленном состоянии.

Для исследования реактивных напряжений было реализовано два экспериментальных подхода с использованием различных схем фиксации образца. Первый подход заключался в жесткой фиксации образца с предварительно накопленной в нем деформацией после первого цикла нагружения. Во втором подходе использовалась полужесткая фиксация образца, когда груз не убирался, тем самым происходил процесс накопления и возврата деформации до начала действия реактивных напряжений.

На рисунке 1 представлены значения реактивных напряжений при жестком и полужесткого способе фиксации образца.

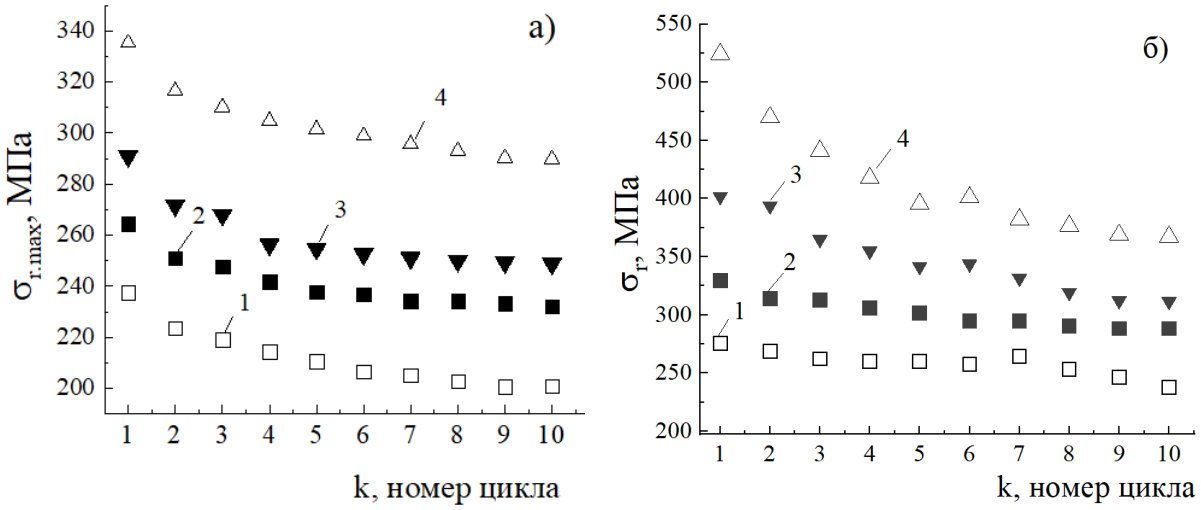



**Рисунок 1 – Зависимость реактивных напряжений от номера цикла в серии экспериментов сплава $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$: 1 – 40 МПа; 2 – 67 МПа; 3 – 107 МПа; 4 – 186 МПа**
**а) жесткая фиксация деформации б) полужесткая фиксация деформации**

Как следует из данных рисунка 1, в первом цикле серий эксперимента при разных схемах фиксации деформации в сплаве $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ реактивные напряжения достигают своих наибольших значений, в последующих же циклах происходит снижение значений реактивных напряжений. Характерно, что при более высоких нагрузках наблюдается резкое снижение значения реактивного напряжения.

Были вычислены значения остаточной и обратимой деформаций, возникающие в образце при полужесткой фиксации деформации (Рисунок 2). При такой схеме фиксации реактивных напряжений, до момента их действия в образце происходил частичный возврат деформации, накопленный при охлаждении.

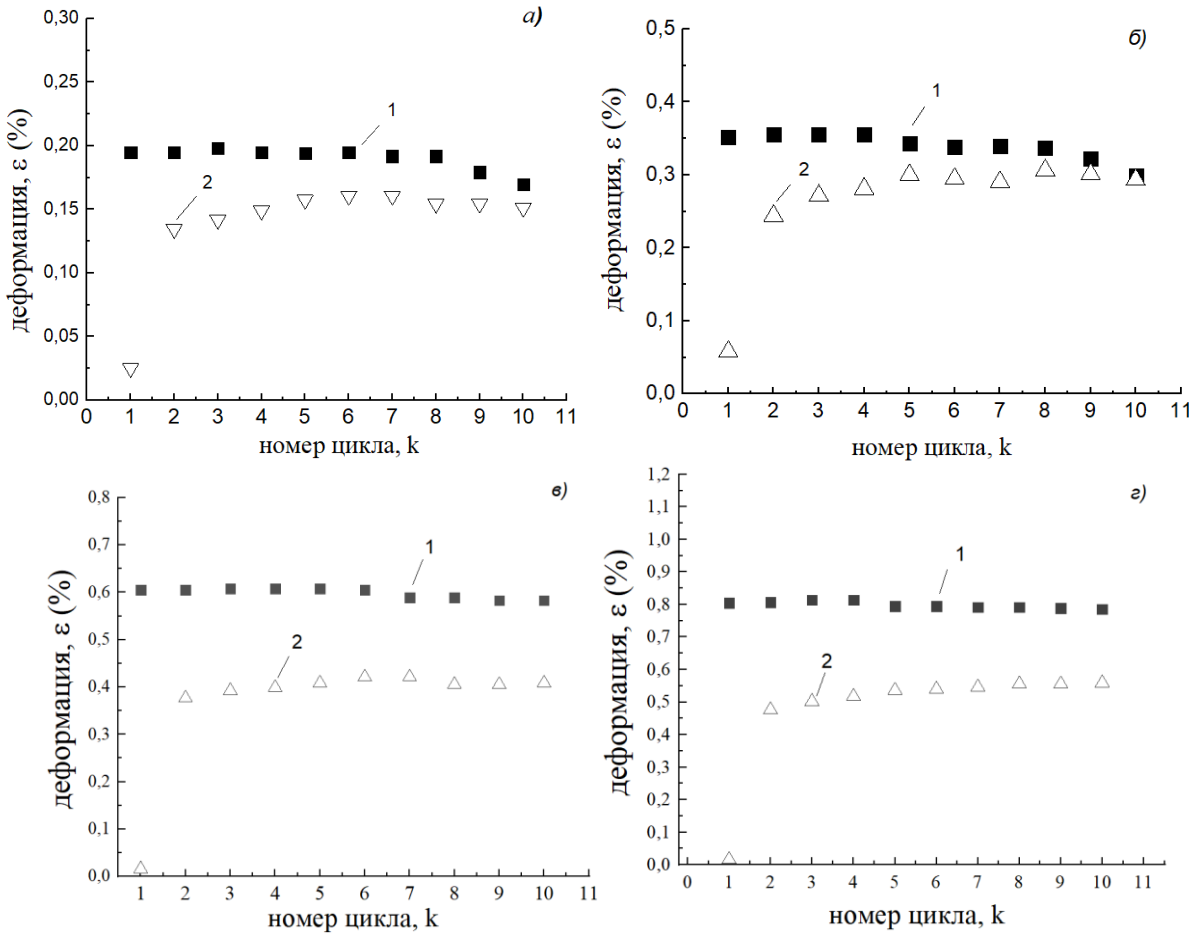



**Рисунок 2 – Зависимость деформации сплава $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ от номера цикла при: а) 40 МПа; б) 67 МПа; в) 107 МПа; г) 186 МПа: 1 – остаточная деформация, 2 – обратимая деформация**

Как видно из рисунка 2, при малых нагрузках разность между остаточной и обратимой деформациях не так велика, как при больших нагрузках. При больших нагрузках остаточная деформация заметно превышает значение обратимой деформации. После каждого цикла охлаждения образец испытывает нагрузку, так как груз продолжает «тянуть» материал, вызывая накопление деформации. При малых нагрузках материал способен компенсировать это воздействие за счет фазовых переходов (возврат к аустенитной фазе). Но при больших нагрузках постоянное воздействие груза вызывает значительные пластические изменения и накопление остаточной деформации [1].

Таким образом, когда образец жестко зафиксирован, он не может восстановить предварительно накопленную деформацию в цикле нагрев-охлаждение, наблюдается лишь генерация и релаксация реактивных напряжений. В случае полужесткой фиксации, когда груз продолжает висеть, происходит процесс накопления и частичного возврата деформации до начала действия реактивных напряжений. Это означает, что в цикле помимо генерации и релаксации реактивных напряжений, накапливается и возвращается часть деформации.

Анализируя полученные значения реактивных напряжений при двух различных способах их измерения, можно заметить, что в первом цикле реактивные напряжения достигают своих максимальных значений, что можно объяснить накоплением внутренних напряжений в результате мартенситных превращений. В этот момент материал находится в заневоленном состоянии, и при нагреве наблюдается значительный рост реактивных напряжений. Это согласуется с выводами авторов Захарова Н.Н. и др. [2], о том, что реактивные напряжения возникают вследствие удержания материала в деформированном состоянии, когда в аустенитной фазе материал не может свободно восстановить свою форму.

Важной особенностью является снижение реактивных напряжений в последующих циклах, что указывает на адаптацию материала к повторяющимся фазовым превращениям. Этот эффект можно объяснить с точки зрения фазового наклепа и релаксации внутренних напряжений, что приводит к изменению механических свойств материала. Пластическая релаксация напряжений сопровождается накоплением дефектов на межфазных границах, что способствует снижению реактивных напряжений при повторных циклах нагрева и охлаждения. Эти дефекты могут включать дислокации, генерируемые в процессе превращений, что подтверждает эффект упрочнения материала, наблюдаемый в эксперименте.

Резкое снижение реактивных напряжений при высоких уровнях нагрузок, зафиксированное в эксперименте, можно объяснить достижением предела текучести сплава и началом необратимых структурных изменений. При высоких нагрузках материал начинает испытывать пластические деформации, что сопровождается разрушением межфазных границ и накоплением полных дислокаций, как отмечалось в работе В.Я. Ерофеева и др. [3].

Способ фиксации образца значительно влияет на поведение системы: жесткая фиксация приводит к максимальной генерации реактивных напряжений, в то время как полужесткая фиксация позволяет материалу частично накапливать и возвращать деформацию, тем самым влияя на величину реактивных напряжений за счет деформационных процессов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гусева А.В., Плотников В.А., Грязнов А.С. Исследование реактивных напряжений в сплавах на основе никелида титана // Известия вузов. Физика. – 2023. – Т. 66, № 12(793). – С. 55-61.

2. Захарова Н.Н., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Патрикеев Ю.И., Королев М.Н. Исследование реактивных напряжений в композиции титанникель-медь // Пробл. прочности. – 1983. – №3. – С. 84-88.

3. Ерофеев В.Я., Монасевич Л.А., Павская В.А., Паскаль Ю.И. Фазовый наклеп при мартенситном превращении никелида титана // ФММ. – 1982. – Т. 53, №5. – С. 963-965.

# СТРУКТУРНЫЕ, ОПТИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВЕРХТОНКИХ ПЛЕНОК $SnO_2$ НА КРЕМНИИ, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННОГО НАНЕСЕНИЯ

**Роговая И.С., Мильчанин О.В., Комаров Ф.Ф., Пузырев М.В., Пархоменко И.Н., Живулько В.Д.**

*Научно-исследовательское учреждение «Институт прикладных физических проблем имени А.Н. Севченко», Минск, Беларусь,* ira.rogovaya.99@mail.ru

В последние время, гетеропереходы на основе металл-оксидных наноструктур и кремния привлекают значительный научный интерес благодаря их возможному широкому спектру применений в различных технологических областях, таких как изготовление фотосенсоров, использование в телекоммуникационных системах, элементах робототехники и биомедицинских устройствах. Среди оксидных полупроводников особое внимание уделяется диоксиду олова ($SnO_2$), который имеет ряд преимуществ перед такими материалами, как оксид цинка и оксид титана. Так, $SnO_2$ является прямозонным полупроводником с широкой запрещённой зоной (около 3,6 эВ), обладает *n*-типом проводимости и характеризуется высокой химической стабильностью при контакте с кремнием. Эти уникальные электронные и оптические характеристики, а также хорошая совместимость с кремниевыми технологиями, делают $SnO_2$ перспективным материалом для создания высокоэффективных гетероструктур.

В данной работе представлены результаты структурных, электрофизических и оптических исследований свойств тонких нанокристаллических пленок диоксида олова на кремниевой подложке, полученных с использованием метода лазерно-плазменного нанесения слоя олова на кремний и последующих термообработок.

Для осаждения пленок применялся импульсный YAG:$Nd^{3+}$ лазер LS-2137 фирмы Lotis-TII с длиной волны $\lambda$ = 1064 нм, длительностью импульса по полувысоте ~20 нс и частотой следования лазерных импульсов 5 Гц. Мишень была изготовлена из технически чистого олова. В качестве подложек использовался кремний КДБ 7,5 (100). Плотность мощности воздействующего лазерного излучения на мишень составляла $1{,}7\cdot10^8$ Вт/см$^2$. Электрическая схема источника описана в [1].

Слои металла после нанесения лазерно-плазменным методом, как правило, имеют аморфную структуру, поскольку не осуществляется значительного теплового воздействия на подложку, поэтому после нанесения была необходима термическая термообработка изготавливаемых образцов гетероструктур. Отжиг выполнялся на воздухе в двухступенчатых режимах с использованием муфельной электропечи SNOL 8.2/1100. Первый этап отжига при температуре 200 °C и длительности 120 минут был направлен на насыщение нанесённой плёнки кислородом и формирование оксидных фаз. Второй этап отжига проводился при 500 °C в течение 120 минут *для перевода окисленных слоев в кристаллическое состояние.*

Результаты структурных исследований с использованием методов просвечивающей электронной микроскопии в сочетании с электронной дифракцией представлены в таблице 1 и на рисунке 1. Рассчитанные межплоскостные расстояния в кристаллической пленке соответствуют тетрагональной сингонии диоксида олова с пространственной группой $P4_2/mnm$, а параметры решётки имеют значения: $a$ = 4,716 Å и $c$ = 3,155 Å, что хорошо согласуется с литературными данными и указывает на высокое качество кристаллического слоя. Из рисунка 1 *видно, что* пленка $SnO_2$ имеет нанокристаллическую структуру, состоящую из огранённых кристалликов со средними размерами 9–14 нм, толщиной порядка 30 нм и характеризуются однородным распределением зерен, а также качественной границей с кремниевой матрицей.

**Таблица 1 – Межплоскостные расстояния и соответствующие *HRL*-индексы**

| *HKL* | 110 | 101 | 210 | 211 | 301 | 202 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| *d* | 3,335 | 2,622 | 2,137 | 1,753 | 1,407 | 1,323 |

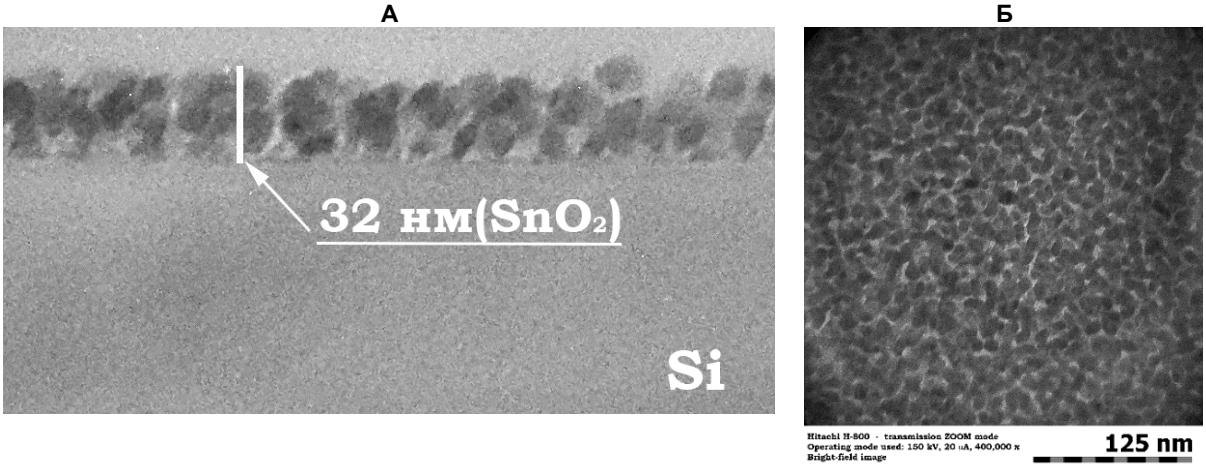



**Рисунок 1 – Картина поперечного сечения (А), и светлопольного (Б) ПЭМ-микрофотографии от плёнки диоксида олова на кремнии**

На рисунке 2 представлены спектры фотолюминисценции от образцов, содержащих ультратонкие слои $SnO_2$ на кремниевых подложках. Было установлено, что спектры состоят из набора узких полос в ультрафиолетовой области (365 – 400 нм) и широкой полосы с максимумом в сине-зеленой области (500 нм). Широкая полоса обусловлена дефектными состояниями, она характеризуется более высокой интенсивностью и уширением в красную область. В УФ области можно выделить 5 полос: $I_5$, $I_4$, $I_3$, $I_2$, $I_1$ (3,166 эВ, 3,205 эВ, 3,246 эВ, 3,291 эВ и 3,334 эВ).

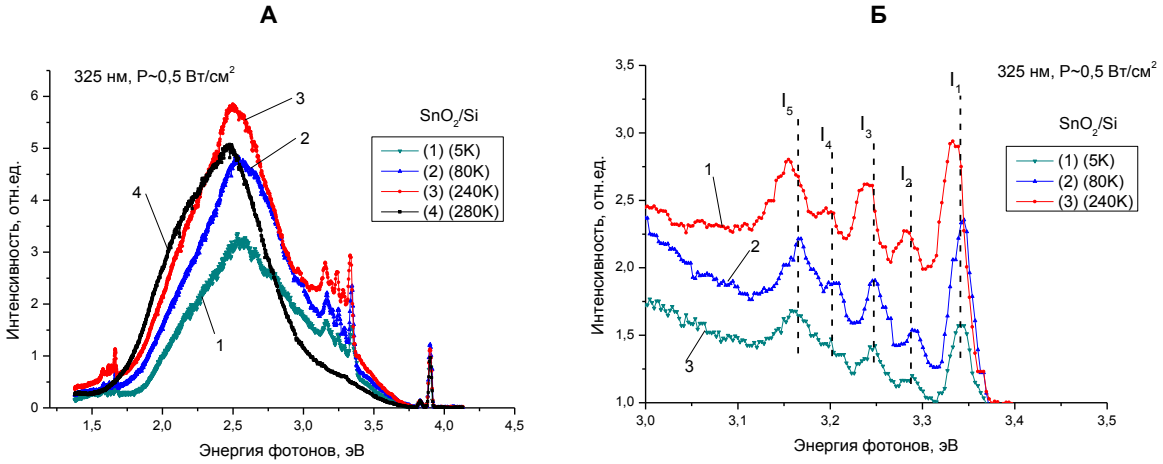



**Рисунок 2 – Спектры фотолюминесценции (А) и краевой люминесценции (Б) для образца $SnO_2$/Si при различных температурах регистрации**

Энергетическое положение этих полос, лежащее ниже ширины запрещённой зоны (Eg = 3,596 эВ), указывает на примесный характер люминесценции. Поэтому наблюдаемые пики можно отнести к переходам «зона проводимости – акцептор» и/или «донор – валентная зона» [2]. Кроме того, в формировании УФ-полос могут участвовать экситоны, локализованные на донорах и/или акцепторах. Полное исчезновение УФ-полос происходит только при комнатной температуре, что свидетельствует о высокой энергии связи участвующих примесей и необходимости значительной тепловой энергии для их ионизации. Стоит отметить, что при комнатной температуре еще наблюдается широкий пик свечения с максимум при 500 нм.

Измерения коэффициентов пропускания и отражения (результаты здесь не представлены) показали, что пленки нанокристаллического диоксида олова обладают высокой прозрачностью — около 98 % в ближнем инфракрасном диапазоне, а в

ультрафиолетовой и видимой областях спектра прозрачность слоя $SnO_2$ составляет 80%.

Из электрофизических измерений следует, что вольтамперные кривые от гетероструктуры $SnO_2$/Si (рисунок 3А) имеют выраженную диодную зависимость, что хорошо согласуется с *n*-типом проводимости пленки $SnO_2$ на *p*-типе кремниевой подложке. Измерения зависимости тока от прикладываемого напряжения по поверхности слоя $SnO_2$ между нанесенными металлическими контактами имеет практически линейную кривую в диапазоне от -5 В до + 5 В (рисунок 3Б). Среднее значение поверхностного сопротивления составило 245,27 кОм. С учетом толщины слоя $SnO_2$, размеров контактов и расстояния между ними была рассчитана удельная проводимость пленки диоксида олова - 54,36 См/см, что соответствует концентрации носителей заряда порядка $10^{16}$ – $10^{17}$ см$^{-3}$ в зависимости от их подвижности.

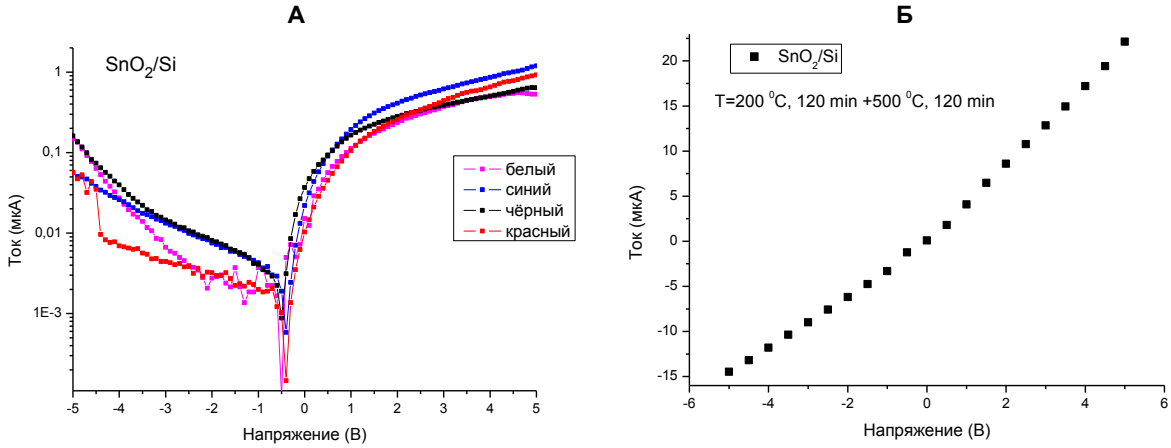



**Рисунок 3 – Вольт-амперные характеристики структуры $SnO_2$/Si (А), снятые в темноте (черная кривая) и при засветке различными светодиодами, а также зависимость тока от напряжения по поверхности пленки $SnO_2$ между металлическими контактами (Б)**

Таким образом, в работе с использованием метода лазерно-плазменного нанесения пленки олова на кремниевые пластины и последующего двухстадийного отжига получены оптически активные при комнатной температуре гетероструктуры $SnO_2$/Si, обладающие качественной межфазной границей и структурной гомогенностью слоя металл-оксида. Слои диоксида олова имеют удельную проводимость 54,36 См/см, что соответствует концентрации носителей заряда порядка $10^{16}$ – $10^{17}$ см$^{-3}$, при этом прозрачны в ИК-диапазоне спектра света до 98 %, а в видимой и УФ областях до 80 %.

1. Физические процессы в лазерном источнике ионов алюминия с управляемой энергией для нанесения нанопленок / Гончаров В.К., Пузырев М.В., Ступакевич В.Ю. // Вестник БГУ. Сер.1. – 2017. – №3. – С. 79–87.

2. Realizing a $SnO_2$-based ultraviolet light-emitting diode via breaking the dipole-forbidden rule / Y. Li, W. Yin, R. Deng, R. Chen, J. Chen, Q. Yan, B. Yao, H. Sun, S.-H. Wei, T. Wu // NPG Asia Mater. – 2012 – V. 4 – P. 1–6.

# ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КРЕМНИЕМ НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ

**Ефимов А.О.[1,3], Бауман Д.А.[1], Родин С.Н.[2], Лундин В.В.[2], Иванов А.Ю.[1], Сахаров А.В.[2,3], Цацульников А.Ф.[3], Романов А.Е.[1,2]**

[1]*Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*

[2]*Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия*

[3]*НТЦ микроэлектроники РАН, Санкт-Петербург, Россия*

aoefimov@itmo.ru

Самая стабильная β-фаза галлия обладает уникальными свойствами, такими как большая ширина запрещенной зоны (4,9 эВ [1]) и высокие значения поля пробоя (до 8 МВ/см по расчетам [2], 5,3 МВ/см в устройстве [1]), а также относительно высокой подвижностью электронов (до 196 см²/(В·с) [3]) и радиационной стойкостью [4]. Эти свойства подчеркивают актуальность использования данного материала в производстве силовых электронных устройств и ультрафиолетовых датчиков. Еще одним преимуществом β-Ga2O3 является возможность контролируемого легирования примесями n-типа, среди которых кремний является наиболее часто используемой донорной примесью, легирование которой позволяет получать качественные легированные слои β-Ga2O3:Si со стабильной и настраиваемой концентрацией электронов [5].

В работе исследовано влияние концентрации легирующей примеси и температуры эпитаксиального роста на физические свойства слоев β-$Ga_2O_3$ легированных кремнием. Эпитаксиальный рост осуществлялся на подложках из объемного β-$Ga_2O_3$ методом газофазной эпитаксии из металлорганических соединений на установке Epiquip VP-50, которая модернизирована для роста оксидов и имеет горизонтальный реактор с индукционным нагревом. Для легирования кремнием использовался раствор моносилана в водороде ($SiH_4$). Эпитаксиальный рост легированного слоя β-$Ga_2O_3$:Si проводился в течение 60 минут. Были получены эпитаксиальные слои, в которых изменялась концентрация легирующей примеси путем изменения потока силана (1,3, 3,3, 6,7, 13,3 нмоль/мин) и слои, выращенные при разных температурах роста (1020, 1050, 1060, 1100 °C).

Методом рентгеновской дифракции получены кривые качания, исходя из которых можно сделать выводы об ухудшении кристаллического качества образцов при увеличении концентрации легирующей примеси. Увеличение температуры роста при стандартном потоке легирующей примеси привело к повышению кристаллического качества образцов. Методом Ван-дер-Пау были получены значения электрофизических параметров слоев, такие как подвижность носителей заряда и проводимость. Увеличение потока силана снижает подвижность носителей заряда в слое с увеличением его проводимости. Увеличение температуры роста позволяет повысить проводимость структур и подвижность носителей заряда в них.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-12-00229, https://rscf.ru/project/24-12-00229/.*

1. J.A. Spencer, A.L. Mock, A.G. Jacobs, M. Schubert, Y. Zhang, M.J. Tadjer, Appl. Phys. Rev., 9, 011315 (2022). DOI: 10.1063/5.0078037

2. S.I. Stepanov, V.I. Nikolaev, V.E. Bougrov, A.E. Romanov, Rev. Adv. Mater. Sci., 44 (1), 64 (2016). https://www.ipme.ru/ejournals/RAMS/no_14416/06_14416_stepanov.pdf

3. A. Bhattacharyya, C. Peterson, T. Itoh, S. Roy, J. Cooke, S. Rebollo, P. Ranga, B. Sensale-Rodriguez, S. Krishnamoorthy, APL Mater., 11 (2), 021110 (2023). DOI: 10.1063/5.0137666

4. D.A. Bauman, A.I. Borodkin, A.A. Petrenko, D.Yu. Panov, A.V. Kremleva, V.A. Spiridonov, D.A. Zakgeim, M.V. Silnikov, M.A. Odnoblyudov, A.E. Romanov, V.E. Bougrov, Acta Astron., 180, 125 (2021). DOI: 10.1016/j.actaastro.2020.12.010

5. Ji X. et al. Homoepitaxial Si-doped Gallium Oxide films by MOCVD with tunable electron concentrations and electrical properties //Vacuum. – 2023. – T. 210. – C. 111902.

# ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ОБРАТИМОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

**Киселев А.Ю.[1], Волков Г.А.[2], Вьюненко Ю.Н.[3]**
*АО «Атомэнергопроект», Санкт-Петербург, Россия*
*[2]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
*[3]ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», Санкт-Петербург, Россия*
*aleyukiselev@gmail.com*

Использование кольцевых силовых пучковых элементов (КСПЭ) в конструкции малогабаритных прессов показало их безотказность в работе на протяжении более 15 лет. При этом формоизменение силовых элементов приводило к перемещениям соответствующих узлов конструкций на расстояния составляющие 10-20% от характеристического размера КСПЭ [1]. При этом их деформация была обусловлена развитием эффекта памяти формы (ЭПФ) и представляла одноразовое действие во время нагрева. Поиск технологии организации непрерывного возвратно-поступательного формоизменения КСПЭ при теплосменах за счет обратимой памяти формы (ОПФ), дающего дополнительные возможности применения никелида титана в технике, изложена в работе [2]. В ней было показано, что специальная термомеханическая обработка (ТМО) может доводить периодические перемещения, обусловленные ОПФ до 75% от величины, получаемой за счёт ЭПФ. В данной работе продолжено изучение возможностей, разработанной ТМО. При этом было учтено, что деформационные процессы в силовых элементах из никелида титана, изготовленных из проволоки диаметром 2,5 мм того же химсостава, что и КСПЭ из проволоки диаметром 2 мм, более стабильны при термоциклировании [3].

Два образца представляли собой овальные бухты с максимальным диаметром ~69 мм и минимальным ~51 мм. Каждый из овалов состоял из 4 витков с цепным замыканием. Масса образцов равнялась ~28,5 г. Для наращивания механических характеристик КСПЭ использовали динамометр ЛИНД, схематически представленный на рис. 1.

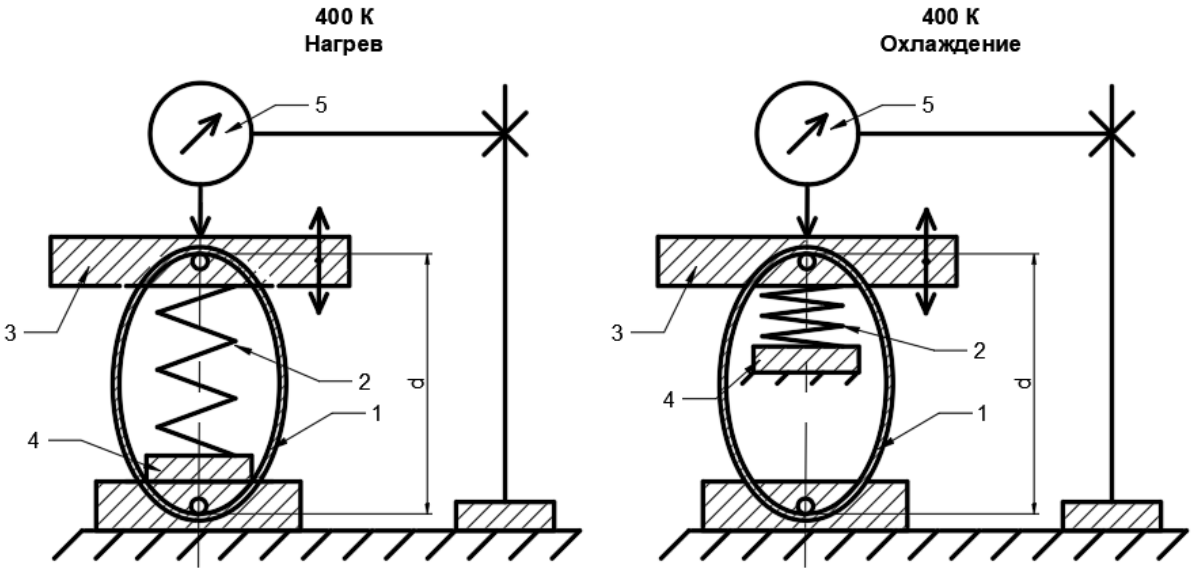



**Рисунок 1 – Схема нагружения КСПЭ в динамометре ЛИНД 1 – КСПЭ, 2 – спиральная пружина, 3 – подвижная пластина, 4 – регулирующая подвижная пластина, 5 – измерительная система**

Силовые элементы нагревали вместе с ЛИНДом до температур ~400-410 К. В этих условиях изучаемый никелид титана находится в аустенитном состоянии. С помощью стальной пружины проводили нагружение образцов за счёт изменения промежутка между пластинами 3 и 4 (рис. 1). Далее проводили охлаждение динамометра – с силовыми элементами, находящимися под нагрузкой до 270 К. Вблизи температур 300-280 К происходило формоизменение КСПЭ, т.к. никелид

титана оказывался в состоянии пластичности превращения, претерпевая прямой мартенситный фазовый переход. Сила F, которой нагружали образцы в аустенитном состоянии, была равна ~400 Н. Такое технологическое термоциклирование проводилось многократно. После нескольких циклов ТМО проводили измерительный термоцикл с целью определения эволюции формоизменения образцов в режимах ЭПФ и ОПФ. С этой целью проводили измерения характеристического размера силового элемента, которым являлся максимальный диаметр d, при $T_{макс}$=400 К и $T_{мин}$=270 К. Затем вычисляли $\Delta d_{эпф}$ и $\Delta d_{опф}$. При этом контролировали изменение диаметра и в направлении действия силы F и в противоположном направлении.

Результаты приведены на рис. 2 Кривые 3 и 4 показывают, как с ростом числа технологических термоциклов нарастают изменения d в сторону действия силы, обеспеченной контртелом (спиральной пружиной).

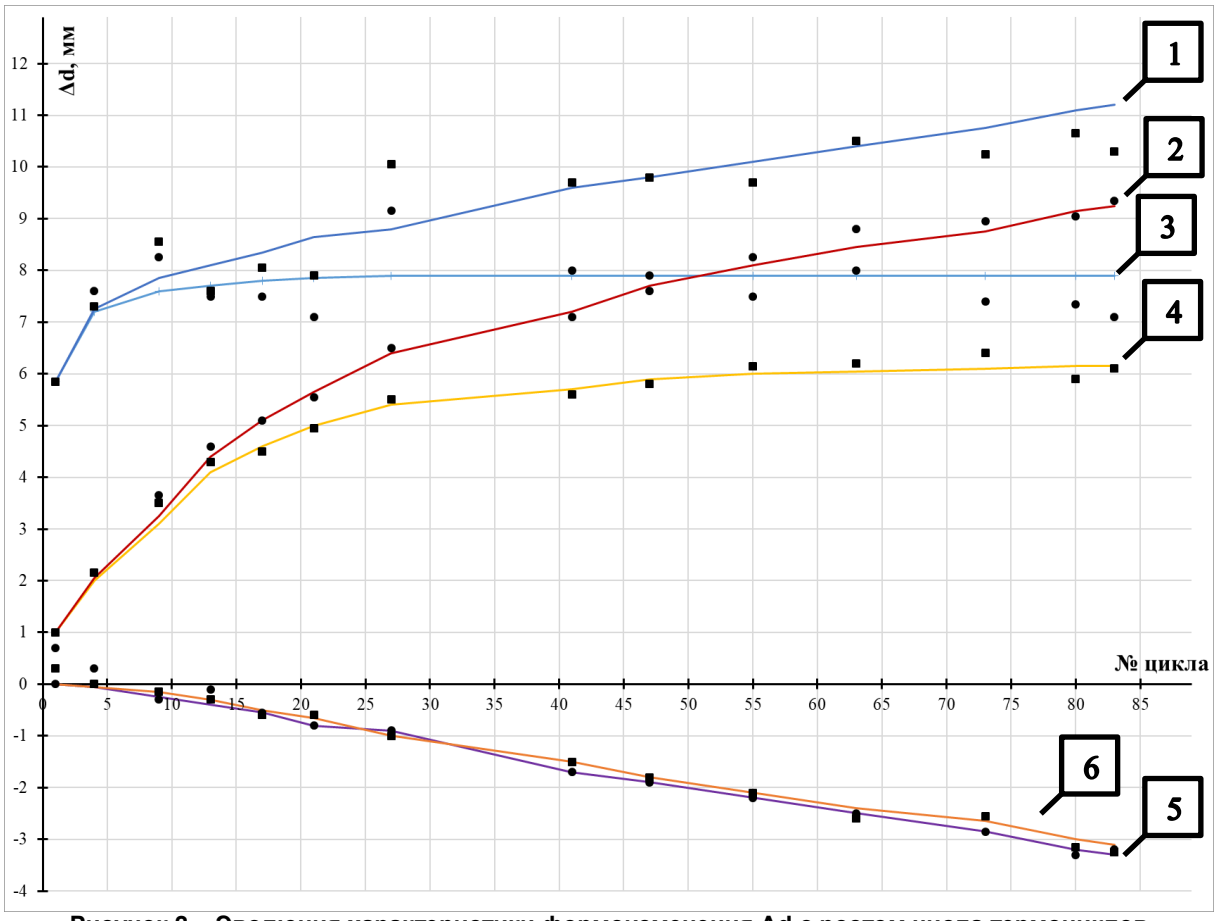



**Рисунок 2 – Эволюция характеристики формоизменения Δd с ростом числа термоциклов термомеханической обработки силовых элементов. Кривые 1, 3 и 5 показывают изменение характеристик в режиме ЭПФ, кривые 2, 4 и 6 в режиме ОПФ**

После первого термоцикла зафиксировано превосходство формоизменения в режиме ЭПФ над соответствующим процессом, обусловленным ОПФ почти в 10 раз. К 80 технологическому термоциклу это преимущество сокращается до ~15 %. Первые 10 технологических термоциклов практически не приводят к изменению характеристического параметра d в сторону противоположную действию F. А после 27-й теплосмены обнаруживаем в этом направлении отклонение от начальной величины d на 1 мм. К 80 термоциклу это отклонение возрастает в 3 раза. При этом нарастание формоизменения ЭПФ и ОПФ происходит практически одинаково (кривые 5 и 6 на рис. 2).

Суммарная дистанция возвратно-поступательного движения в условиях развития ЭПФ и ОПФ показана кривыми 1 и 2 на рис. 2. В отличии от шестивитковых КСПЭ, о которых говорилось в [2], в этом случае удалось довести формоизменение в

режиме ОПФ до уровня ~90% от величины соответствующих характеристик деформационных процессов ЭПФ.

Стабильность деформационных параметров КСПЭ в режиме ОПФ отражает рис. 3.

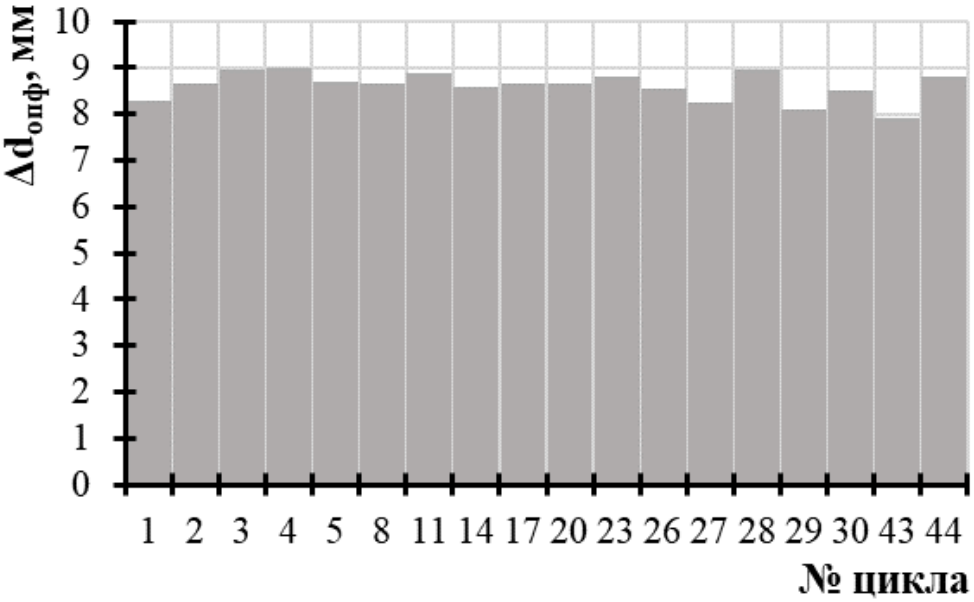



**Рисунок 3 – Деформационные параметры КСПЭ в режиме ОПФ**

В течение первых 26 циклов нагрев-охлаждение в свободном состоянии $\Delta d_{опф}$ варьируется в пределах от 8,30 мм до 8,95 мм. В 27, 29 и 43 термоциклах изменение d снижается до 8,25 мм, 8,10 мм и 7,90 мм, соответственно. Это обусловлено работой пары элементов в режиме генерации усилий ~400 Н. В последующих 28, 30 и 44 теплосменах силовые элементы при свободном перемещении возвращают значение $\Delta d_{опф}$ в исходный диапазон 8,30-8,95 мм.

Полученные результаты показывают возможность создания механизмов, действующих непрерывно при термоциклировании в режиме ОПФ как в безнагрузочном варианте, так и в условиях генерации усилий (без перегрузок).

ЛИТЕРАТУРА

1. Вьюненко Ю.Н., Хлопков Е.А, Волков Г.А. Управление деформационно-силовыми свойствами «металлических мышц» из сплава TiNi: ФТВД т.27, №4 с. 65-72.

2. Вьюненко Ю.Н., Волков Г.А., Киселев А.Ю., Метлов Л.С. Генерация усилий кольцевыми силовыми пучковыми элементами из никелида титана во время развития деформационных процессов обратимой памяти формы. Актуальные проблемы прочности «Материалы LXVIII международной научной конференции (Витебск, 27-31 мая 2024 г.), Минск, «ИВЦ Минфина», с. 307-311.

3. Н.Н. Белоусов, Е.А. Хлопков, М.В. Янченко и др., Деформационные характеристики кольцевых силовых пучковых элементов из сплава TiNi, обусловленные обратимой памятью формы. ФТВД, т. 32, №3 с.95-107.

# КОНТРОЛЬ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ОБЪЕМНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ β-$Ga_2O_3$ ПУТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОМ

**Богданов П.А., Иванов А.Ю., Панов Д.Ю., Спиридонов В.А., Бауман Д.А., Романов А.Е.**
*Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия.*
*Pashabogdanov99@mail.ru*

Оксид галлия ($Ga_2O_3$) – перспективный широкозонный полупроводниковый материал, который интересен исследователям благодаря своим уникальным физическим и химическим свойствам. Большая ширина запрещенной зоны (~4,9 эВ), высокая термическая стабильность и кислотостойкость делают $Ga_2O_3$ перспективным материалом для использования в силовой электронике, оптоэлектронике и детекторах излучений [1]. Однако, на сегодняшний день существует проблема непреднамеренного легирования n-типа при росте объемных кристаллов из-за примесей, содержащихся в исходном материале $Ga_2O_3$ [2].

Для изготовления различных приборов, например МОП-транзистор, требуется изолирующий слой, в качестве которого может использоваться $Ga_2O_3$, но из-за непреднамеренного легирования его удельное сопротивление недостаточно высокое. Для повышения удельного сопротивления, а также получения изолирующих кристаллов возможна компенсация непреднамеренного легирования используя различные примеси, такие как: железо (Fe), цинк (Zn) или магний (Mg). Fe является наиболее предпочтительной примесью из-за его схожего атомного размера и той же валентности, что и у галлия [3]. Благодаря чему можно добиться высокого качества кристаллов, а изменяя концентрацию легирующей примеси, можно контролировать электрические характеристики [4].

В данной работе изучается влияние концентрации Fe на качество кристалла и параметры его кристаллической решетки с помощью рентгеновской дифракции, а также удельного сопротивления.

В эксперименте объемные кристаллы β-$Ga_2O_3$ с различной концентрацией Fe выращивали методом Чохральского. Для выращивания использовалась промышленная установка «Ника-3» (производство ЭЗАН, Россия). Исходным сырьем для расплава служил порошок $Ga_2O_3$ чистотой 99,999%. Для легирования в исходную шихту добавляли порошок оксида железа ($Fe_2O_3$) чистотой 99,99%, для затравки использовался выращенный ранее не легированный преднамеренно (далее чистого) $Ga_2O_3$. Для изменения содержания Fe в расплаве после каждого эксперимента остаток расплава в тигле, легированного $Ga_2O_3$, разбавлялся порошком чистого $Ga_2O_3$. Для исследований из центральной части каждого объемного кристалла β-$Ga_2O_3$:Fe с заданным содержанием Fe откалывали плоскопараллельные пластины толщиной около 0,5-1 мм. Методика выращивания и процесс подготовки образцов подробно описаны в предыдущей нашей работе [5]. Для определения параметров решетки использовался метод порошковой рентгеновской дифрактометрии, для чего кусок кристалла из центральной части расталкивался пестиком в ступе с добавлением предварительно отожженной в течение 30 минут при 150 °C соли (NaCl). Кристаллическое качество полученного материала и параметры кристаллической решетки исследовали методом рентгеновской дифрактометрии на дифрактометре «ДРОН-8» (производство НПО «Буревестник», Россия). Для измерения вольт-амперных характеристик (ВАХ) и сопротивления омические контакты $Ga_2O_3$/Ti/Au формировали методом термического испарения в вакууме. Давление в камере в начале испарения составляло около $8*10^{-10}$ бар. После испарения контактные слои отжигали в атмосфере азота при температуре 600 °C. Вольт-амперные характеристики получали с помощью вольтамперметра Keithley 6487. Для определения концентрации примесей в образцах использовался метод масс-спектроскопии вторичных ионов (ВИМС).

Были выращены кристаллы чистого $Ga_2O_3$ и легированного $Ga_2O_3$ с концентрацией Fe в исходном порошке 0, 0,001, 0,004, 0,005, 0,01 мол.%. Максимальная концентрация Fe была выбрана, основываясь на концентрации кремния

в чистом $Ga_2O_3$ измеренного ВИМС. Рентгеновская дифракция на выколотых пластинах (рис. 1а) показала наличие только бета-фазы $Ga_2O_3$, а полная ширина на полувысоте (FWHM) кривой качания для отражения 400 (рис. 1б) была равна 82, 87, 94, 133, 220 угловых секунд соответственно.

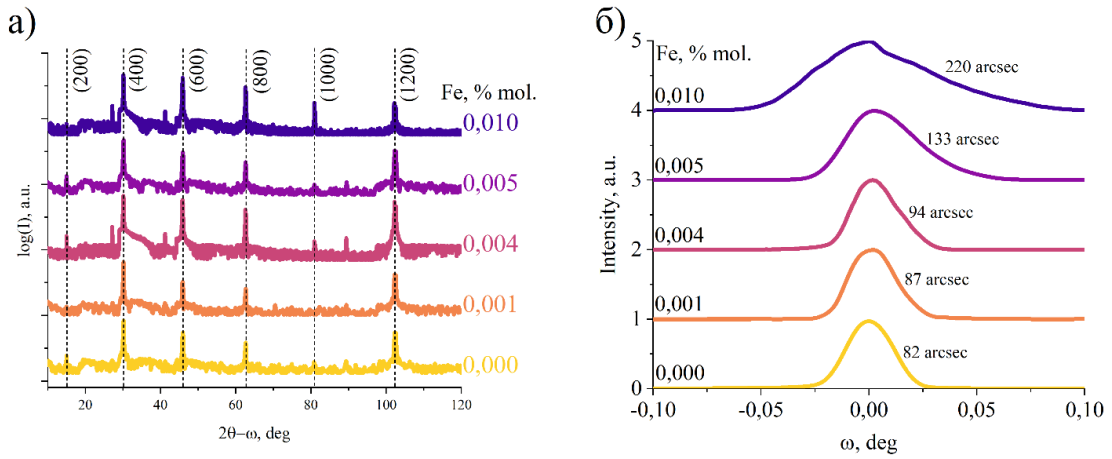



**Рисунок 1 – Рентгеновская дифракция $Ga_2O_3$ легированного Fe (а), кривая качания для отражения 400 (б)**

Измерение параметров кристаллической решетки $Ga_2O_3$ с различной концентрацией Fe (табл. 1) показало их изменение в пределах погрешности измерения и соответствовали параметрам решетки в чистом $Ga_2O_3$, а также результатам работы [6].

**Таблица 1 – параметры кристаллической решетки $Ga_2O_3$**

| Параметры решетки | Fe 0 мол.% | Fe 0.001 мол.% | Fe 0.004 мол.% | Fe 0.005 мол.% | Fe 0.01 мол.% | Fe 0 мол.% [6] |
|---|---|---|---|---|---|---|
| a, Å | 12.212 | 12,203 | 12.207 | 12.203 | 12,200 | 12,214 |
| b, Å | 3.036 | 3,034 | 3.030 | 3.036 | 3,034 | 3,037 |
| c, Å | 5.822 | 5,810 | 5.812 | 5.805 | 5,803 | 5,798 |
| β, deg | 103.832 | 103,846 | 103.827 | 103.819 | 103,839 | 103,83 |

Удельное сопротивление составило $10^2$, $10^4$, $2{,}3*10^{10}$ и $1{,}6*10^{11}$ для образцов с концентрацией Fe 0, 0,001, 0,004, 0,005, 0,01 мол.% соответственно. При концентрациях 0,004 и 0,005 мол.% можно заметить резкое увеличение удельного сопротивления (рис. 2а), что можно объяснить достижением концентрации, сопоставимой с непреднамеренным легированием n-типа, что подтверждается исследованием концентрации примесей методом ВИМС (рис. 2б).

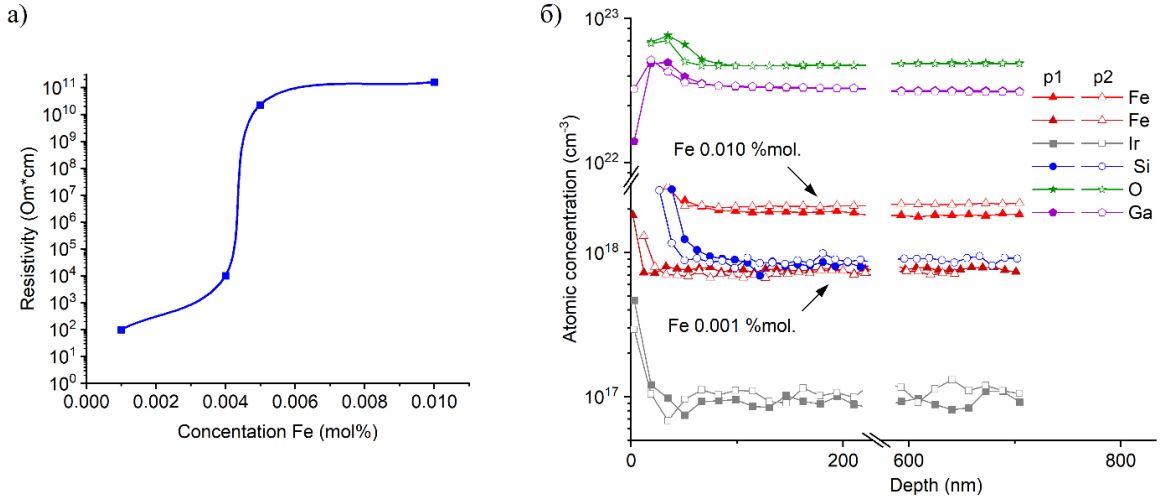



**Рисунок 2 – Удельное сопротивление $Ga_2O_3$ легированного Fe (а), результаты ВИМС для образцов $Ga_2O_3$ с концентрацией Fe 0,001 и 0,01 (б)**

В данной работе получены кристаллы $Ga_2O_3$, легированные Fe с различной концентрацией 0,001–0,01 мол.%. Измерено удельное сопротивление полученных кристаллов, достигающее $1{,}6*10^{11}$ Ом*см$^{-3}$ при концентрации Fe 0,1 мол.%, кристаллическое качество которых подтверждено с помощью рентгеновской дифракции. Выявлено отсутствие влияния Fe на параметры кристаллической решетки при исследуемых концентрациях. Проведено исследование концентрации примеси, используя метод ВИМС.

**Благодарность**

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 24-12-00229).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Baldini M., Galazka Z., Wagner G. Recent progress in the growth of β-Ga2O3 for power electronics applications //Materials Science in Semiconductor Processing. – 2018. – Т. 78. – С. 132-146.

[2] Wang H. et al. A comparative study of optical property on unintentionally doped and Sn-Doped β-Ga2O3 crystals by EFG method with a cylindrical Ir die //Results in Physics. – 2024. – Т. 65. – С. 107962.

[3] Zhang N. et al. Structural and electronic characteristics of Fe-doped β-Ga2O3 single crystals and the annealing effects //Journal of Materials Science. – 2021. – Т. 56. – №. 23. – С. 13178-13189.

[4] Zhang H. et al. Growth and physical characterization of high resistivity Fe: β-Ga2O3 crystals //Chinese Physics B. – 2020. – Т. 29. – №. 8. – С. 087201.

[5] Bauman D. A. et al. High-Quality Bulk β-Ga2O3 and β-(AlxGa1− x) 2O3 Crystals: Growth and Properties //physica status solidi (a). – 2021. – Т. 218. – №. 20. – С. 2100335.

[6] Åhman, J., Svensson, G., & Albertsson, J. (1996). A reinvestigation of β-gallium oxide. Crystal Structure Communications, 52(6), 1336-1338.

# НОВЫЙ СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И ПОВЫШЕНИЯ КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ НИКЕЛИДА ТИТАНА

**Карелин Р.Д.[1,2], Комаров В.С.[1,2], Черкасов В.В.[2], Хмелевская И.Ю.[2], Осокин А.А.[2], Юсупов В.С.[1], Андреев В.А.[1], Прокошкин С.Д.[2]**

*[1]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*
*[2]Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия*
*rdkarelin@gmail.com*

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана являются функциональными материалами, активно используемыми для изготовления различных устройств и конструкционных элементов общетехнического и медицинского назначения. Для улучшения комплекса свойств СПФ Ti-Ni используют различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД), наиболее распространённым из которых является равноканальное угловое прессование (РКУП). В ранее проведенных исследованиях была показана возможность улучшения комплекса свойств СПФ Ti-Ni околоэквиатомного состава за счет применения РКУП в оболочке. В данной работе представлены результаты исследования возможности проведении РКУП в оболочке заэквиатомных по никелю СПФ Ti-Ni. Главное отличие заэквиатомных по никелю сплавов заключается в протекании процессов старения в интервале температур 300-500 °С, которые оказывают заметное влияния как на деформационное поведение сплава, так и на формирование структуры и свойств. В качестве объекта исследования в данной работе использовали сплав Ti-50,8 ат. % Ni. На первом этапе работы была проведена термомеханическая обработка сплава, заключающаяся в деформации сжатием на е = 0,3-0,9 при 300-500 °С. Было показано, что сплав обладает достаточной технологической пластичностью при данной температуре деформации. Установлено, что данная обработка приводит к повышению способности СПФ Ti-Ni к формовосстановлению (значение максимальной полностью обратимой деформации возрастало с 4 до 7% и более), а на стадийность МП влияет не только выделение фазы $Ti_3Ni_4$ в результате статического или динамического деформационного старения, но и формирование дислокационной субструктуры, которая становится более развитой с повышением степени деформации с 0,3 до 0,9. РКУП в оболочке из технически чистого железа проводили в интервале температур 200-450 °С. В результате анализа полученных результатов установлено, что проведение РКУП в оболочке при температуре 200 °С и 250 °С характеризуется преждевременным разрушением заготовок СПФ Ti-Ni после первого и третьего проходов, соответственно, ввиду высокого деформационного наклепа. Повышение температуры проведения РКУП в оболочке до 350 °С и 450 °С позволяет увеличить количество проходов до 3, чему соответствует степень истинной деформации е = 2,4. РКУП в оболочке по исследуемым режимам приводит к формированию полосчатой деформационной структуры с большим количеством наноразмерных субзерен внутри деформационных полос. Максимальное значение твердости, прочностные характеристики и функциональные свойства были получены после проведения квазинепрерывного РКУП в оболочке при температуре 450 °С в сочетании с последеформационным отжигом при 400 °С в течение 1 ч (твердость 362 ед. HV, дислокационный предел текучести 1165 МПа, предел прочности 1494 МПа, полностью обратимая деформация 10,2 %), следовательно сочетание процессов динамического деформационного старения со статическим последеформационным старением обеспечивает формирование наилучшего комплекса свойств.

*Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания НИТУ МИСИС, шифр проекта FSME-2023-0006.*

# СВЯЗЬ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ КОЭФФИЦИЕНТОВ, ОПИСЫВАЮЩИХ КОНДЕНСИРОВАННУЮ СРЕДУ, С АНГАРМОНИЗМОМ И АКУСТИКОЙ

**Червинский Д.А., Христов А.В., Шелест В.В.**
*ФГБНУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», Донецк, Россия*
*chervin@dfti.donbass.com*

Тесная связь дилатометрических и калориметрических свойств среды с динамическими, включая ангармонизм, достаточно обширно отражена в литературе, в частности, в [1-13]. Цель данной работы – найти в аналитической форме связь между характеристиками звуковых колебаний в конденсированной среде, термодинамическими параметрами, определяющими свойства последней, и ангармонизмом.

Рассмотрим изначально распространение звука в однородной изотропной среде. Общеизвестно, что данный процесс протекает без передачи тепла (адиабатически) и описывается дифференциальным уравнением

$$v^2 = \left(\frac{\partial P}{\partial \rho}\right)_S \tag{1}$$

В равенстве (1) используется так называемая удельная плотность среды

$$\rho = 1/V \tag{2}$$

Вычисляя производные от правой и левой части соотношения (2), находим равенство

$$\left(\frac{\partial \rho}{\partial P}\right)_S = -\frac{1}{V^2}\left(\frac{\partial V}{\partial P}\right)_S \tag{3}$$

Основываясь на уравнениях (1)-(3), на языке термодинамических коэффициентов запишем следующую связь:

$$v^2 = \frac{K_S}{\rho} \tag{4}$$

Если использовать соотношения Реша [13] $\gamma = C_P / C_V = K_S / K_T$, связывающее калориметрические и дилатометрические величины, то скорость распространения упругой волны в рассматриваемых средах (газ, жидкость, изотропное твердое тело) выражается как

$$v^2 = \gamma \frac{K_T}{\rho} \tag{5}$$

В то же время с позиции теории упруго деформируемого континуума [1-6] в среде распространяются продольные (скорость $v_{\parallel}$) и поперечные (скорость $v_{\perp}$) звуковые волны. В силу анизотропии среды $v_{\parallel} \neq v_{\perp}$. При этом $v_{\parallel} > v_{\perp}$. Через коэффициенты Ляме они выражаются следующим образом:

$$\frac{\mu}{\rho} = v_{\perp}^2 \tag{6}$$

$$\frac{\lambda}{\rho}+\frac{2\mu}{\rho}=v_{\parallel}^{2} \tag{7}$$

Следуя концепции упругости сплошной среды [1-3], коэффициенты Ляме можно связать с модулями упругости среды:

$$\frac{\mu_S}{\rho}=\frac{G_S}{\rho}=v_{\perp}^{2}, \tag{8}$$

$$\frac{\lambda_S}{\rho}+\frac{2}{3}\frac{\mu_S}{\rho}=\frac{K_S}{\rho}=v_{\parallel}^{2}-\frac{4}{3}v_{\perp}^{2}. \tag{9}$$

Здесь $G_S$ - модуль сдвига, а $K_S$ - адиабатический модуль упругости (при этом $G_S=G_T=G$, а $K_S\neq K_T$).

Известно, что в кристаллах кубической симметрии (в континуальном пределе являющихся сплошной упругой средой) распространяются три типа волн разной поляризации [1-3]. В то же время средняя квадратичная скорость распространения звуковых волн в таком кристалле является величиной инвариантной, другими словами, не зависящей от направления, что отражается формулой

$$<v>^{2}=\frac{v_{\parallel}^{2}+2v_{\perp}^{2}}{3} \tag{10}$$

Квадрат средней квадратичной скорости выражается через термодинамические коэффициенты следующим образом [6]:

$$<v>^{2}=\frac{3}{2}\frac{C_P}{\alpha_P} \tag{11}$$

Из последнего равенства легко определяется один из параметров, характеризующих ангармонизм кристалла, а именно изобарный коэффициент расширения:

$$\alpha_P=\frac{3}{2}\frac{C_P}{<v>^{2}}=\frac{9}{2}\frac{C_P}{v_{\parallel}^{2}+2v_{\perp}^{2}} \tag{12}$$

Кроме того, для твердых тел мерой ангармоничности сил, действующих между атомами и молекулами, выступает в первую очередь параметр Грюнайзена $\gamma_G=V(\partial P/\partial U)_V$, где $U$ - это внутренняя энергия [2,7,8,11]. Очевидно, что коэффициент теплового расширения $\alpha_P$ и параметр Грюнайзена $\gamma_G$ не являются независимыми и связаны между собой соотношением Грюнайзена

$$\gamma_G=V\alpha_P\frac{K_T}{C_V}=V\alpha_P\frac{K_S}{C_P} \tag{13}$$

Из соотношений (9), (11)-(13) с достоверностью следует, что

$$\gamma_G=\frac{9}{2}\frac{v_{\parallel}^{2}-(4/3)v_{\perp}^{2}}{v_{\parallel}^{2}+2v_{\perp}^{2}} \tag{14}$$

Опираясь на методологию якобианов, легко определить связь между параметром Грюнайзена и другими термодинамическими коэффициентами вида [11]

$$\gamma_G = -\frac{1}{T\alpha_S} = \frac{V}{m_V^{(T)}} = \frac{K_S}{m_P^{(T)}} \tag{15}$$

Таким образом, опираясь на равенства (14) и (15), мы можем дополнительно связать с экспериментом, как дилатометрический коэффициент $\alpha_S = (1/V)\left(\partial V/\partial T\right)_S$, так и калориметрические коэффициенты [12] $m_V^{(T)} = T\left(\partial S/\partial P\right)_V$ - коэффициент изохорического сдавливания и $m_P^{(T)} = T\left(\partial S/\partial V\right)_P$ - коэффициент изобарического расширения (подчеркнем, что верхний индекс здесь указывает на условие связи $dT(P,V) = 0$).

В заключение отметим, что сформулированные связи (15) легко доказываются методом якобианов [8,10] или внешних дифференциальных форм [11]. Кроме этого, подчеркнем, что дополнительные соотношения между разного рода термодинамическими коэффициентами и связь последних со скоростями распространения звуковых волн можно определить, опираясь на выводы работы [12].

Более того, указанные скорости можно связать с условиями равновесия конденсированной среды, опираясь на связь детерминанта устойчивости [5] с коэффициентами, характеризующими ангармонизм кристалла ($\alpha_P$ и $\gamma_G$) [7-11]. Так, в частности, исходя из определения, можно получить следующие равенства:

$$D_Y = -\frac{\partial(T,P)}{\partial(S,V)} = \frac{T}{V}\frac{K_S}{C_P} = \frac{T}{V^2}\frac{\gamma_G}{\alpha_P} \tag{16}$$

В контексте данной работы, исходя из формулы (16), получим следующее определение детерминанта устойчивости:

$$D_Y = \frac{T}{V^2}\frac{v_{\parallel}^2 - (4/3)v_{\perp}^2}{C_P} \tag{17}$$

ЛИТЕРАТУРА

1. В.С.Постников. Физика и химия твердого состояния. М.: «Металлургия», 1978.
2. Л.Жирифалько. Статистическая физика твердого тела. М.: Мир, 1975.
3. А.А.Кацнельсон. Введение в физику твердого тела. Изд-во Моск. ун-та, 1984.
4. В.Б.Баскакова, А.В.Головин, М.М.Мартынюк, В.К.Семенченко. Акустический журнал, т.11, вып.1, с.30 (1965).
5. И.П.Базаров. Термодинамика. М.: Высшая школа, 1991.
6. В.Н.Беломестных. Письма в ЖЭТФ, т.30, вып.3, с.14-19 (2004).
7. В.В.Шелест, А.В.Христов. ФТВД, 29, 4, с.73 (2019).
8. В.В.Шелест, А.В.Христов, Д.А.Червинский, ФТВД, 30, 4, с.18 (2020).
9. Червинский Д.А., Христов А.В., Шелест В.В. V Всероссийская научно-практическая конференция «Информационные и инновационные технологии в науке и образовании» (с международным участием), Таганрог, 28 – 29 октября 2020 г., с.793-797.
10. В.В.Шелест, Д.А.Червинский, А.В.Христов, ФТВД, 31, 1, с.5 (2021)
11. В.В.Шелест, Д.А.Червинский, А.В.Христов, ФТВД, 31, 2, с.12 (2021)
12. В.В.Шелест, Д.А.Червинский, А.В.Христов, ФТВД, 34, 1, с.55 (2024)
13. К.Б.Толпыго. Термодинамика и статистическая физика. Киев: Изд-во Киевского ун-та, 1966.

# ПОЛУЧЕНИЕ ПРУТКОВ И ПОЛОС ИЗ СПЛАВА TiNiHf С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

**Карелин Р.Д.[1,2], Комаров В.С.[1,2], Черкасов В.В.[2], Осокин А.А.[2], Юсупов В.С.[1], Андреев В.А.[1]**

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

[2] *Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия*

*rkarelin@imet.ac.ru*

Среди высокотемпературных сплавов с памятью формы (СПФ) наибольшим потенциалом практического использования благодаря уникальному сочетанию механических и функциональных характеристик обладают сплавы системы TiNiHf. Большинство научных работ посвящено исследованию сплава с 20 ат.% Hf и 50,3 ат.% Ni. Для данного сплава характерен температурный интервал восстановления формы в диапазоне 200-350 °С и выше в зависимости от способа получения и обработки. Выбор данного состава объясняется тем, что сплавы с повышенным содержанием Ti обладают низкой технологической пластичностью и нестабильным функциональным поведением из-за выделения большого количества охрупчивающей фазы типа $(Ti, Hf)_2Ni$, а повышение количества Ni в сплаве приводит к понижению температурного интервала мартенситных превращений. На сегодняшний день существует потребность в получении сплава, обладающего температурным интервалом восстановления формы в диапазоне 120-200 °С, что несколько выше характеристик бинарного никелида титана и ниже значений широко распространённого сплава TiNiHf. Таким образом, поиск СПФ на основе никелида титана новых композиций с достаточной для обработки давлением технологической пластичностью является актуальной задачей современного материаловедения. Также актуальными являются вопросы развития технологии получения полуфабрикатов различного сортамента из СПФ TiNiHf, связанные как с разработкой режимов выплавки объемных слитков, так и с разработкой режимов их термомеханической обработки (ТМО). В продолжение работ по развитию методов получению полуфабрикатов СПФ TiNiHf с пониженной концентрацией Hf и Ni в данной работе было проведено исследование возможности получения листов и прутков из сплавов TiNiHf с 5 и 10 ат. % Hf и 50,0 ат.% Ni. В результате применения горячей и холодной прокатки (ГП и ХП), сортовой прокатки и ротационной ковки (РК) из сплава TiNiHf с 5 ат.% Hf были получены качественные полуфабрикаты в виде полос и прутков различного размера. Сплав TiNiHf с 10 ат.% Hf обладает недостаточной технологической пластичностью, что не позволяет производить его обработку с помощью рассматриваемых в работе методов деформации. Проведение горячей деформации приводит к небольшому росту значений твердости по сравнению с литым состоянием с 232 ед. HV до 242 ед. HV после ГП и ГРК и 264 ед. HV после ГСП. Проведение холодной деформации приводит к значительному росту значений твердости до 362 ед. HV при толщине полосы 1 мм и до 394 ед. HV после прокатки до максимальной степени деформации. Проведение деформации приводит к смещению интервалов прямого и обратного превращения в сторону более низких температур. При этом температура конца обратного мартенситного превращения после всех исследуемых режимов деформации находится выше 100 °С, что позволяет классифицировать данные сплавы, как высокотемпературные. Полученные результаты говорят о перспективности использования ТМО методом ГП, ХП и РК для получения полуфабрикатов СПФ TiNiHf с 5 ат.% Hf и повышения функциональных и механических свойств сплава после выплавки.

*Исследование выполнено в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00319-25-00*

# РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВАХ С РАЗНЫМИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ РЕШЕТКАМИ

**Тютин В.П., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Садовский О.А.**
*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия*
*vp.tyutin@gmail.com*

Анизотропия физико-механических свойств поликристаллических материалов определяется кристаллографической текстурой, которая является неотъемлемой характеристикой любого поликристаллического материала, подвергнутого термомеханической обработке. Моделирование деформации двухфазных сплавов требует учета взаимодействия зерен разных фаз, влияния их размера и соотношения объемных долей фаз на процесс текстурообразования, и возможно с применением моделирования методом конечных элементов (МКЭ). Эффективность прогноза механических свойств однофазных сплавов по результатам анализа преимущественной ориентации зерен с помощью МКЭ-моделирования пластической деформации при использовании свободно распространяемого программного обеспечения DAMASK показана в работах [1-3]. Существующие модели пластической деформации МКЭ имеют два существенных недостатка: невозможность моделирования больших (более 40-50 %) степеней деформации за один расчет и учет двойникования как псевдоскольжения.

В настоящей работе представлена методика моделирования прокатки Cu-Nb-композита до степени деформации 70 % с применением метода адаптивного перестроения сетки КЭ, показавшая хорошее совпадение с результатами эксперимента и литературными данными: в меди формируется трёхкомпонентная текстура {110}<112> + {112}<111> + {123}<634>, а в ниобии {100}–{111}<110> + {111}<110>–<112>.

Разработан алгоритм учета механизма двойникования, который реализован как поворот ориентации на дискретный угол, характерный для геометрии разных систем двойникования. Этот подход позволил провести моделирование текстурообразования в металлах с гексагональной плотноупакованной структурой (ГПУ). На примере двухфазного титанового сплава с исходной аксиальной текстурой показано, что на начальном этапе прокатки деформация осуществляется преимущественно двойникованием по системе $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$, после чего растет доля базисного и призматического скольжения и двойникования по системам $\{11\bar{2}1\}\langle11\bar{2}\bar{6}\rangle$ и $\{11\bar{2}2\}\langle11\bar{2}\bar{3}\rangle$, что также согласуется с деформацией ГПУ–циркония [4].

*При проведении работ были использованы ресурсы высокопроизводительного вычислительного центра НИЯУ МИФИ.*

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-79-10289, https://rscf.ru/project/24-79-10289/)*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Rubanov A.E., et al. // Tsvetnye Metally, 2022, 10, С. 50-57.

[2] Isaenkova M.G., et al. // Journal of materials research and technology 2020; 9(6): С. 15177 – 15184.

[3] Roters F. et al. //Computational Materials Science. – 2019. – Т. 158. – С. 420-478.

[4] Исаенкова М.Г., Перлович Ю.А. Закономерности развития кристаллографической текстуры и субструктурной неоднородности в циркониевых сплавах при деформации и термообработке – М: НИЯУ МИФИ. – 2015. – 528 с.

# ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ НАПЛАВКЕ

**Бащенко Л.П., Невский С.А.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*
*E-mail: nevskiy.sergei@ yandex.ru*

В настоящее время все большее применение в качестве материала для износостойких покрытий, наносимых плазменной наплавкой на рабочие поверхности работающих в условиях абразивного изнашивания деталей оборудования, находят быстрорежущие стали. Эти стали обладают высокими механическими свойствами (твердостью, износостойкостью).

Однако в процессе наплавки формируются структуры, которые приводят к образованию трещин и снижению твердости. Для сохранения высоких механических свойств покрытий необходимо проводить дополнительные термические обработки [1] или корректировать режимы наплавки [2]. Для определения оптимальных режимов наплавки необходимо знание особенностей процесса кристаллизации материала и связанных с этим структурно-фазовых превращений.

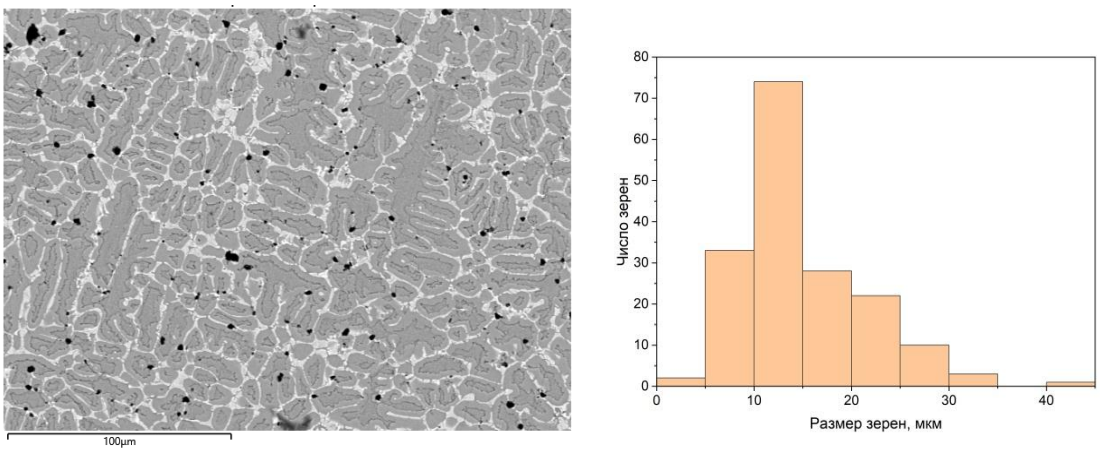
В процессах воздействия концентрированными потоками энергии образуются ячеистый или дендритный тип структуры, что объясняется возникновением морфологической неустойчивости фронта кристаллизации (неустойчивость Маллинза–Секерки) [3, 4]. Эту неустойчивость необходимо изучать в несколько этапов [5]: *1* – определить характер возмущений поверхности раздела и оценить влияние ее кривизны на температуру ликвидуса; *2* – провести расчет полей температур и концентраций в твердой и жидкой фазе; *3* – найти зависимости скорости роста возмущений из условий на границе фазового перехода

В настоящей работе изучен процесс кристаллизации системы Fe – W. Именно эта система является основой теплостойкой быстрорежущей стали, применяемой в процессе плазменно-дуговой наплавки на поверхность валков и различных режущих инструментов. В исследовании рассматриваются первый и третий этапы в предположении о цилиндрической форме фронта кристаллизации. Плазменную наплавку покрытий из быстрорежущей стали Р18Ю проводили присадочной порошковой проволокой [6].

При построении математических моделей кристаллизации материалов при плазменном воздействии и формулировании критериев устойчивости поверхности раздела расплав – кристалл помимо концентрационного переохлаждения необходимо учитывать роль поверхностного натяжения и механизмов роста кристаллов.

На рисунке показана микроструктура поверхностного слоя покрытия из быстрорежущей стали, полученного плазменной наплавкой, которая представлена двумя морфологическими составляющими: ячеистой и дендритной. Размеры зерен варьируются в пределах 3 – 45 мкм. Наиболее вероятные размеры зерен 10 – 15 мкм.

Неустойчивость фронта кристаллизации имеет один максимум, приходящийся на длину волны, которая соответвует наиболее вероятному размеру зерен. Наличие двух морфологических составляющих позволяет сделать предположение о наличии двух типов неустойчивости: «мягкого», соответвующего ячеистой струкутуре, и «жесткого», соответвующего дендритной структуре.




**а** **б**

**Рисунок – Микроструктура покрытия из быстрорежущей стали после наплавки:**
***а* – электронно-микроскопическое изображение; *б* – гистограмма распределения зерен по размеру**

В конвективном приближении расчет показывает, что длина волны принимает значения порядка $10^4$ мкм. Это позволяет сделать вывод о преобладании диффузионных процессов при данных скоростях фронта кристаллизации. При увеличении скорости кристаллизации на три порядка λ = 14,9 мкм, что совпадает с экспериментальными данными. Таким образом, конвективное приближение является значимым при скоростях кристаллизации больше $10^{-4}$ м/с.

Исходя из вышеизложенного следует заключить, что неустойчивость Маллинза-Секерки дает адекватное объяснение образованию ячеистых структур размерами приблизительно 10 мкм при $V_s$ < 1 м/с и степени переохлаждения ~$10^{-5}$ К. При воздействии объемного теплового источника на поверхность облучаемого материала, скорость фронта превращения может принимать значения в пределах $10^{-7}$ – $10^3$ м/с в зависимости от плотности мощности источника и характеристик среды. Воздействие данного источника приводит к возникновению больших градиентов температур в поверхностных слоях материала и, как следствие, к возникновению термокапиллярных эффектов. Это позволяет сделать вывод о том, что для построения модели кристаллизации помимо морфологической неустойчивости Маллинза-Секерки необходимо учитывать другие неустойчивости (термокапиллярную и концентрационно-капиллярную), которые имеют место в расплавленном материале.

Исследования показали, что структура материала состоит из двух составляющих: ячеистой и дендритной. Гистограмма распределения структурных элементов показывает наличие одного максимума. Наиболее вероятный размер находится в диапазоне 10 – 15 мкм. В работе рассматривается морфологическая неустойчивость фронта кристаллизации (неустойчивость Маллинза-Секерки). Модель включает в себя уравнения конвективной теплопроводности и диффузии. На границе раздела фаз задавались условия Стефана для температуры. Линейный анализ данной неустойчивости проводится для двух случаев: когда конвективным членом в уравнениях теплопроводности и диффузии можно пренебречь; когда конвекция преобладает над диффузионными процессами. Во всех случаях предполагается, что величина (1 – $k_s$) близка к нулю, что соответствует концентрации легирующего элемента, примерно равной эвтектической или превышающей ее, а также используется коротковолновое приближение. В первом случае аналитический вид зависимости длины волны, на которую приходится максимум скорости роста возмущений межфазной границы, совпадает с общепринятыми представлениями. Во втором случае значение данной длины волны прямо пропорционально квадратному корню из величины скорости движения межфазной границы. Определены границы применимости данных приближений для различных механизмов роста кристаллов. В случае нормального роста оба приближения дают адекватное объяснение образованию структурных элементов размерами до 5 мкм при скорости фронта кристаллизации порядка 2 м/с. Для случая роста за счет винтовых дислокаций значение длины волны, соответствующей наиболее быстрорастущей моды

возмущений в первом случае, совпадает с экспериментальными данными при скорости фронта кристаллизации порядка $10^{-7}$ м/с, тогда как в конвективном приближении такое совпадение наблюдается при $10^{-4}$ м/с.

**Благодарности:** Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-19-00186), https://rscf.ni/ project/23-19-00186).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лаврентьев А.Ю., Дожделев А.М. Совершенствование структуры зоны термического влияния наплавленного биметаллического инструмента. Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2017;23(3):118–126. https://doi.org/10.18721/JEST.230311

2. Cao H.T., Dong X.P., Pan Z., Wu X.W., Huang Q.W., Pei Y.T. Surface alloying of high-vanadium high-speed steel on ductile iron using plasma transferred arc technique: Microstructure and wear properties. Materials & Design. 2016;100:223–234. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.114

3. Sekerka R.F. Morphological stability. Journal of Crystal Growth. 1968;3-4:71–81. https://doi.org/10.1016/0022-0248(68)90102-4

4. Merchant G.J., Davis S.H. Morphological instability in rapid directional solidification. Acta Metall. Mater. 1990;38(12):2683–2693. https://doi.org/10.1016/0956-7151(90)90282-L

5. Невский С.А., Бащенко Л.П., Перегудов О.А. Формирование градиента структурно-фазовых состояний быстрорежущей стали при наплавке. Часть 1. Решение задачи Стефана с двумя подвижными границами. Известия вузов. Черная металлургия. 2023; 66(5):587–593. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2023-5-587-593

6. Володин Т.В., Невский С.А., Громов В.Е., Бащенко Л.П., Шамсутдинова Д.В. Структурно-фазовые состояния и свойства быстрорежущей стали после импульсных энергетических воздействий. Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2024;2(48):43–52. http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-43-52

# ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ

**Бащенко Л.П., Будовских Е.А.**
*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*
*E-mail: luda.baschenko@gmail.com*

Использование концентрированных потоков энергии (КПЭ) для поверхностного легирования металлов и сплавов сопровождается многократным повышением функциональных свойств: твердости, износостойкости, жаростойкости и др. Это относится и к упрочнению титановых сплавов, которые обладают низкой износостойкостью, высокой склонностью к налипанию, большим коэффициентом трения в паре практически со всеми материалами.

Распространенными методами упрочняющей обработки являются лазерное, электронно-лучевое и плазменное легирование, в частности, электровзрывное легирование (ЭВЛ). Особенность ЭВЛ заключается в том, что в качестве взрываемого проводника может быть использован любой электропроводный материал – чистый металл или сплав, углеродные волокна и др., а в качестве легирующих добавок – порошки различных веществ [1]. Легирующие добавки вносятся в формируемую из продуктов взрыва и служащую инструментом воздействия на обрабатываемую поверхность импульсную многофазную плазменную струю. В результате обработки методом ЭВЛ наблюдается одновременное многократное повышение физико-механических и эксплуатационных свойств. Исследования показывают, что упрочнение обусловливается, прежде всего, мелкодисперсными частицами вторых фаз (карбидных, боридных и других), распределенными в вязкой металлической матрице.

Все большее применение в промышленности находят технологии упрочнения путем электронно-пучковой обработки (ЭПО) с использованием низкоэнергетических сильноточных электронных пучков, которые могут оказаться экономически эффективными и найти практическое применение.

Целью настоящей работы является выявление особенностей формирования структурно-фазовых состояний при электровзрывном науглероживании и последующей электронно-пучковой обработке поверхности легирования технически чистого титана марки ВТ1-0.

При выборе методов упрочнения металлов и сплавов следует исходить из того, что функциональные свойства поверхностных слоев определяются, прежде всего, особенностями их структуры и фазового состава. Наибольшего упрочнения удается добиться при поверхностном легировании с использованием лазерного, электронно-пучкового или плазменного нагрева поверхности. При этом структура, фазовый состав и свойства модифицированных слоев зависят от технологических особенностей используемых методов обработки и параметров воздействия на упрочняемую поверхность [2]. Совместное использование ЭВЛ и ЭПО обусловлено тем, что они имеют сопоставимые значения поглощаемой плотности мощности, глубины и диаметра зоны воздействия, позволяют формировать новые структурно-фазовые состояния поверхностных слоев металлов и сплавов и расширить возможную область их практического использования. Установка «Соло» Института сильноточной электроники СО РАН позволяет независимо и плавно регулировать основные параметры обработки (длительность импульсов, их количество, плотность мощности) в любой комбинации. Установка обеспечивает скорости нагрева тонких поверхностных слоев материалов до температур плавления и последующего охлаждения порядка $10^8$–$10^{10}$ К/с, малое ($10^{-6}$–$10^{-3}$ с) время воздействия высоких температур, формирование градиентов температуры до $10^7$–$10^8$ К/м, при которых охлаждение поверхности за счет теплоотвода в основной объем образцов происходит со скоростью $10^4$–$10^9$ К/с. Такие параметры обработки создают условия для образования на поверхности слоев толщиной порядка $10^{-7}$–$10^{-6}$ м с аморфной, нано- и субмикрокристаллической структурой и в отдельных случаях приводят к многократному улучшению физико-химических и физико-механических свойств поверхности металлов и сплавов. Импульсные многофазные плазменные струи, используемые для ЭВЛ, и низкоэнергетические сильноточные электронные пучки для

ЭПО хорошо сочетаются друг с другом. Они имеют сопоставимые значения поглощаемой плотности мощности (порядка $10^5$–$10^6$ Вт/см$^2$), площади облучаемой поверхности (3–5 см$^2$) и глубины зоны упрочнения (порядка 10 мкм).

Предлагаемая комбинированная обработка позволяет увеличить глубину зоны легирования, уменьшить шероховатость поверхности, уменьшить градиент микротвердости по глубине и внутренние напряжения на границе раздела ее с основой, повысить микротвердость и износостойкость поверхности упрочнения более чем в 3–5 раз, снизить коэффициент трения [3]. Изменением параметров обработки можно получать оптимальное состояние структуры, обеспечивающее максимальный уровень конструктивной прочности за счет твердорастворного упрочнения легирующими элементами, высокой плотности дислокаций и формирования сверхмелкозернистой структуры, полученных при высоких скоростях охлаждения, а также частицами вторых фаз [4].

Выбор видов ЭВЛ обусловлен возможностью при их использовании повысить микротвердость поверхности. В качестве взрываемого проводника в настоящей работе использовали ленту углеродную марки ЛУ-П/0,1-50 массой 140 мг. Электровзрывную обработку проводили при поглощаемой плотности мощности 5,5 ГВт/м$^2$ при времени импульса 100 мкс. Последующую ЭПО поверхности легирования осуществляли при следующих параметрах: поглощаемая плотность мощности составляла 2,0, 2,25 и 3,0 ГВт/м$^2$, длительность импульсов 100 и 200 мкс; частота их следования 0,3 Гц; количество импульсов 5 и 10. Обработку осуществляли в среде аргона при давлении 0,02 Па.

В настоящей работе измерена микротвердость и проведены микроскопические исследования рельефа поверхности и структурно-фазовых состояний поверхностных слоев титана ВТ1-0 после ЭПО поверхности электровзрывного науглероживания. Максимальная микротвердость после науглероживания на поверхности обработки составляет 800 *HV* и монотонно падает до 180 *HV* на глубине около 50 мкм. Повышение микротвердости можно связывать, прежде всего, с образованием в зоне легирования упрочняющих частиц карбида титана. После ЭПО максимум микротвердости наблюдается уже не на поверхности, а на глубине около 20 мкм. При этом его величина достигает 2500 – 3000 *HV*, таким образом, повышение микротвердости достигает 14 раз по сравнению с микротвердостью основы материала. Увеличение длительности импульсов от 100 до 200 мкс приводит к незначительному росту микротвердости вблизи поверхности облучения и формированию второго максимума на глубине 70 – 80 мкм. Такое распределение микротвердости свидетельствует об интенсивных процессах взаимодействия титана с углеродом не только в зоне переплавления при ЭПО, но и в более глубоких слоях, а также о влиянии механических напряжений со стороны формирующихся слоев друг на друга.

Сканирующая электронная микроскопия показала, что науглероживание титана сопровождается формированием на облучаемой поверхности несплошного покрытия с развитым рельефом и высокой шероховатостью. Выделены три характерные морфологические составляющие структуры поверхности: конгломераты частиц графита, титана и карбида титана глобулярной морфологии (75 % площади поверхности); частицы углеродных волокон (15 %); области твердого раствора на основе титана с наноразмерными включениями карбида титана (10 %).

На поперечных шлифах образцов выявляется зона легирования глубиной около 50 мкм, содержащая частицы углеродных волокон, распределенные по всей глубине вплоть до границы с основой. Химическим травлением выявляются светлые частицы глобулярной формы, по-видимому, карбида титана.

После ЭПО покрытие объединяется с зоной легирования. Выявляется двухслойное строение зоны упрочнения. Вблизи поверхности располагается слой толщиной около 20 мкм, который можно считать зоной переплавления при ЭПО. Под ним находится слой, содержащий большое количество карбида титана глобулярной морфологии и частицы не до конца провзаимодействовавших с титаном углеродных волокон толщиной примерно 60 мкм. Общая толщина зоны упрочнения составляет около 80 мкм и увеличивается по сравнению с зоной науглероживания при ЭВЛ в 1,6 раза.

При электровзрывном науглероживании микротвердость поверхности достигает 800 *HV,* а при ЭПО происходят увеличение микротвердости поверхности до 2500 – 3000 *HV*, формирование двух максимумов микротвердости на глубине 20 и 70 – 80 мкм от поверхности и увеличение глубины зоны упрочнения от 50 до 90 – 100 мкм. Науглероживание титана приводит к формированию на поверхности несплошного покрытия. При последующей ЭПО происходит выравнивание рельефа поверхности обработки, объединение покрытия с зоной легирования. Установлено, что упрочнение достигается вследствие образования карбида титана и формирования субмикро- и наноразмерной структуры.

Разработан способ упрочнения поверхности титана, включающий электровзрывное науглероживание и последующую ЭПО зоны легирования. Установлено влияние режимов ЭПО на микротвердость поверхностных слоев, формирование максимумов в глубине зоны легирования и кратное повышение значений микротвердости поверхностных слоев. Выявлены особенности структурно-фазовых состояний и механизмы упрочнения поверхностных слоев технически чистого титана при электровзрывном науглероживании и последующей ЭПО. В зоне обработки формируется градиентная многофазная структура, толщина слоев которой коррелирует с распределением микротвердости по глубине.

1. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. Новокузнецк: СибГИУ, 2007. 301 с.

2. Ионина А.В., Будовских Е.А Особенности формирования градиентных структур на поверхности титана ВТ1-0 после комбинированной обработки. Прикладная физика и математика. 2023. № 2. С. 3-10.

3 Bashchenko L.P., Gromov V.E., Budovskikh E.A., Soskova N.A., Ivanov Y.F. Hardening of the surface layers of commercial pure titanium VT1-0 under combined treatment. В сборнике: AIP Conference Proceedings. Сер. "Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures" 2015. С. 020022.

4. Прочность и пластичность металлов и сплавов при внешних энергетических воздействиях / К.В. Аксёнова, Л.П. Бащенко, В.Е. Громов и др. Вологда: Инфра-Инженерия, 2020. 208 с.

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ ВЕЛИЧИНЫ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ МЕТАЛЛОВ

**Гончаренко В.И.[1], Олешко В.С.[1], Юров В.М.[2]**
*[1]Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), г. Москва, Россия, oleshkovs@mai.ru*
*[2]ТОО «ТСК Восток», г. Караганда, г. Астана, Республика Казахстан, exciton@list.ru*

В процессах производства, эксплуатации и ремонта металлических деталей машин (МДМ) определение величины поверхностной энергии (ПЭ) позволяет прогнозировать качество склеивания, пайки, нанесения защитных покрытий и других технологических процессов [1].

Более точному определению величины ПЭ МДМ, инструмента для их изготовления, наряду с величиной работы выхода электронов (РВЭ), обеспечивает учет твердости их поверхности [2, 3].

Современные информационные технологии, системы искусственного интеллекта открывают широкие возможности в определении свойств металлов и изделий из них. Авторами разработан алгоритм и на языке программирования Python реализована модель машинного обучения, позволяющая методом градиентного бустинга определять величину ПЭ МДМ.

Для проведения машинного обучения разработанной модели методом градиентного бустинга необходимо формирование обучающего датасета. С этой целью проведены исследования наиболее влияющих на величину ПЭ свойств 53 твердых металлов. Установлено, что наиболее взаимосвязанными с величиной ПЭ являются следующие свойства металлов:

- твердость с коэффициентом парной корреляции 0,84;
- РВЭ с коэффициентом парной корреляции 0,74;
- атомный радиус с коэффициентом парной корреляции минус 0,72.

Указанные свойства металлов составили обучающий датасет, в который вошли 80 % металлов. Оставшиеся 20 % металлов (и их свойства) составили тестовую выборку, на которой оценивалась эффективность разработанной авторами модели машинного обучения.

На основании проведенных исследований разработана методика определения величины ПЭ, которая включает:

1. Определение величины РВЭ из исследуемого металла (детали), например, по значениям контактной разности потенциалов, измеренной на поверхности объекта контроля.
2. Определение твердости металла из справочника или экспериментально.
3. Атомный радиус для многокомпонентных сплавов принимается равным атомному радиусу основного металла.
4. Определение с использованием предварительно обученной методом градиентного бустинга модели машинного обучения на основании значений РВЭ, твердости и электронного радиуса величины ПЭ МДМ.

Применим разработанную методику на практике. Оценим величины ПЭ деталей машин, изготовленных из многокомпонентных сплавов. Контактная разность потенциалов измерялась на поверхности образцов относительно технически чистого никеля.

Исходные данные для определения РВЭ и полученные результаты представлены в таблице 1.

**Таблица 1 – Результаты расчетов величины ПЭ сплавов методом градиентного бустинга**

| Материал | Содержание основного металла, % | Контактная разность потенциалов, В | РВЭ, эВ | Атомный радиус, Å | Твердость по Бринеллю | Твердость по шкале Мооса | ПЭ, вычисленная методом градиентного бустинга, Дж/м$^2$ | ПЭ по источникам других авторов, Дж/м$^2$ |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ШХ15 | Fe 95.8 | Минус 0.148 | 4.648 | 1.26 | 1900 | 5.70 | 1.821 | Нет данных |
| Р18 | Fe 71.9 | Минус 0.175 | 4.675 | 1.26 | 2550 | 6.29 | 2.508 | 1.950 [4], более 3.000 [5] |
| Д16 | Al 94.7 | 0.502 | 3.998 | 1.43 | 1200 | 4.88 | 1.014 | 0.901 [4], более 1.800 [5] |
| ВТ9 | Ti 86.0 | 0.050 | 4.450 | 1.49 | 1550 | 5.32 | 2.040 | Нет данных |
| ВТ20 | Ti 85.0 | 0.198 | 4.302 | 1.49 | 1600 | 5.38 | 2.048 | Нет данных |

Как следует из таблицы 1 полученные результаты сопоставимы с результатами, полученными другими авторами [4, 5].

Величина ПЭ в значительной степени зависит от технологии обработки поверхности, состояния в текущий момент ее определения. Наиболее изменяющимся параметром при использовании разработанной методики будет являться измеряемая на поверхности исследуемого металла величина контактной разности потенциалов и, соответственно, рассчитываемая РВЭ. Поэтому измерениям контактной разности потенциалов должно предшествовать тщательная очистка поверхности металла от загрязнений.

**Выводы:** разработанная методика позволяет оперативно, с малыми трудозатратами, с удовлетворительной точностью определять величину поверхностной энергии металлических авиационных деталей с применением машинного обучения. Полученные в работе результаты сопоставимы с результатами, ранее полученными другими авторами. Данная методика может применяться в производстве, эксплуатации и ремонте МДМ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Юров В.М., Гончаренко В.И., Олешко В.С. Анизотропия поверхностной энергии и толщины поверхностного слоя магнитных наноструктур // Нано- и микросистемная техника. 2021. Том 23. № 2. С. 59-62. – DOI: 10.17587/nmst.23.59-62.

2. Goncharenko V.I., Oleshko V.S. Determining the surface energy of tools in the aviation industry // Russian Engineering Research. 2017. Issue 37. Volume 7. С. 628–630.

3. Олешко В.С. Корреляция значений твердости и поверхностной энергии металлических деталей машин // Актуальные проблемы прочности: Материалы LXVIII международной научной конференции. Посвящается 75-летию со дня рождения члена-корреспондента НАН Беларуси, доктора технических наук, профессора Рубаника В.В., Витебск, 27–31 мая 2024 года. – Минск: ИВЦ Минфина, 2024. – С. 222-223

4. Чертовских С.В., Семенов В.И., Шустер Л.Ш. Влияние поверхностных энергий контактирующих материалов на триботехнические характеристики // Актуальные направления научных исследований XXI века: теория и практика. 2015. Том 3. № 4-1 (15-1). С. 134–141.

5. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчетов на трение и износ. М.: Машиностроение, 1977. 526 с.

# МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЗРЫВА И ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ

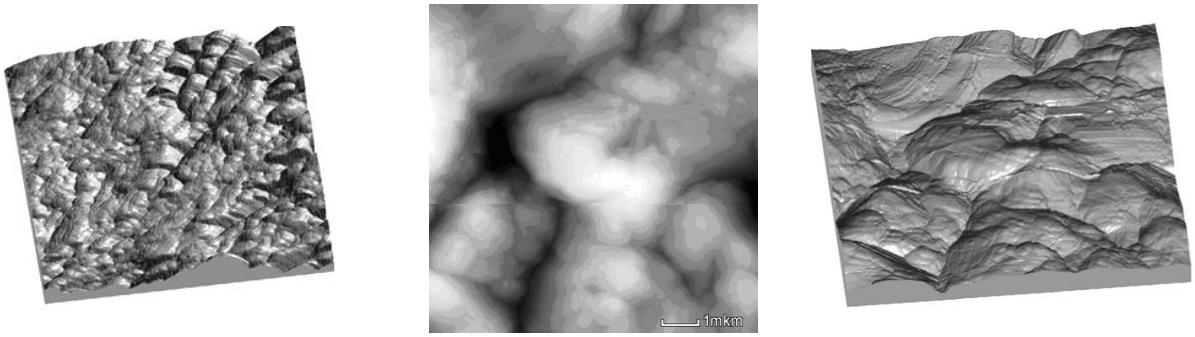
**Бунин И.Ж., Кочанов А.Н.**
*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова Российской академии наук, Москва, Россия,*
*bunin_i@mail.ru*

Перспективы практического применения энергии взрыва для повышения эффективности процессов рудоподготовки и переработки труднообогатимого минерального сырья [1], и вместе с тем разработка и внедрение в промышленность электроимпульсных технологий для дробления и селективного разрушения горных пород и руд [2], предопределяют необходимость проведения исследований механизмов динамического (взрывного, электровзрывного) разрушения горных пород с привлечением современных методов микроструктурного анализа. Изучение структуры и механических свойств минералов и образцов горных пород, а также диагностических признаков отдельных минеральных зерен, микромеханизмов деформирования и разрушения слагающих породу минералов с учетом влияния межфазных границ является важной задачей. В докладе представлены экспериментальные данные о влиянии воздействия ударно-волновой нагрузки от взрыва и высоковольтных импульсных разрядов наносекундной длительности на морфологию, структуру дефектов поверхности и механические свойства образцов горных пород и природных минералов с различной механической и электрической прочностью.

Исследования проводили на образцах железистых кварцитов, кварца, гранита, доломита и угля в виде специально приготовленных аншлифов минералов и пластинок горных пород, а также фрагментов штуфов неправильной формы шириной 4–5 мм. При проведении экспериментов по взрывному воздействию использовали образцы (блоки) гранита с характерным размером одной из сторон от 15 до 25 см. В центре образцов с помощью алмазного сверла создавали цилиндрическое отверстие, в котором помещали заряд взрывного вещества малой массы ~0,1 г [3]. После взрывного воздействия из образцов нарезали отдельные пластины для анализа состояния их поверхности методами микроскопии. Обработку образцов мощными наносекундными электромагнитными импульсами (МЭМИ [4]) проводили на воздухе при нормальных условиях и следующих электрофизических параметрах импульсного воздействия: передний фронт, длительность и частота повторения импульсов 2–5, 4–10 нс и 100 Гц соответственно, амплитуда импульса $U_A$=25 кВ; напряженность электрического поля в межэлектродном промежутке длиной 5 мм составляла $E$~$10^7$ В·м$^{-1}$. Установленные для проведения экспериментов параметры энергетических воздействий (как в случае взрыва, так и МЭМИ) не приводили к фрагментации образцов на отдельные части; однако, на их поверхности образовывались многочисленные следы локальных нарушений сплошности минерального вещества в виде макро- и микротрещин, каналов электрического пробоя и вскрытых микровключений вторичных фаз. Морфологию, траектории и характерные размеры трещин поверхности образцов на разных масштабных уровнях изучали методами оптической (ОМ, микроскоп Olympus BX51), растровой электронной (РЭМ; микроскопы с функцией низкого вакуума JEOL JSM-5910LV и JSM-6610LV) и атомно-силовой (АСМ; сканирующий зондовый микроскоп СММ-2000, АО «Завод ПРОТОН», Зеленоград) микроскопии. АСМ-изображения фрагментов поверхности образцов (сканы размером 8×8 мкм) были получены в контактном режиме сканирования с использованием кремниевых кантилеверов серии CSG01 (радиус закругления острия 10 нм, силовая постоянная 0,05 Н/м, резонансная частота 12 кГц). Измерение твердости на нано- и микромасштабах проводили с использованием твердомеров различных типов (нанотрибоиндентометра Triboindenter TI-950 и микротвердомера ПМТ-3М, метод Виккерса).

Анализ АСМ-изображений фрагментов поверхности образцов горных пород (рис. 1) в исходном состоянии (после подготовительной механической обработки)

показал, что разброс высот по кадру для кварцита, гранита и доломита составил 1,2; 1,35; 2,33 мкм; средняя арифметическая шероховатость ($S_a$, нм; average roughness, ISO 4287/1) поверхности образцов – 116, 141, 250 нм соответственно. Для кварцита средний размер зерна $S_{gr} = 1{,}59$ мкм, а средний размер субзерна (или нанозерна, из которого состоят зерна) $S = 277$ нм; для образца гранита – $S_{gr} = 2{,}73$ мкм, $S = 234$ нм; для доломита – $S_{gr} = 3{,}26$ мкм, $S = 351$ нм. Очевидно, что геометрические характеристики морфологических особенностей поверхности образцов на микроуровне связаны с параметрами зеренной структуры пород. Микрорельеф поверхности гранита (рис.1*в*) заметно более выражен по сравнению с образцом кварцита (рис.1*а*). В качестве интегральной количественной меры «структурности» выделенных фрагментов поверхности образцов использовали параметр фрактальной размерности $D_f$, который определяли методом триангуляции (Area Fractal Analysis, Scan Master). В результате проведенного фрактального анализа АСМ-изображений установлено, что нерегулярные и шероховатые поверхности разрушения образцов горных пород в исследованном диапазоне масштабов (10 нм до 10 мкм) проявляют свойства самоподобия (масштабной инвариантности в статистическом смысле, скейлинга) рельефа. Фрактальная размерность поверхности составила для кварцита $D_f$ = 2,023; гранита 2,015 и доломита 2,05. Использование $D_f$ в качестве геометрического фактора, учитывающего увеличение площади поверхности разрушения твердых тел за счет шероховатости, позволяет уточнить значения вязкости разрушения поликристаллических материалов. Шероховатость и фрактальная размерность поверхностного слоя во многом определяет такие функциональные свойства поверхности, как плотность, твердость, вязкость разрушения (трещиностойкость) [5] и другие механические и физико-химические свойства материалов, что, в свою очередь, характеризует характер и динамику развития трещин, а, следовательно, механизм процесса разрушения.




**а** **б** **в**

**Рисунок 1 – АСМ изображения 8×8 мкм поверхности кварцита (*а*) и гранита (*б*), (*в*): яркостное 2D изображение (*б*) и 3D визуализация рельефа (*а*), (*в*) поверхности**

Следует отметить, что горные породы неоднородны, состоят из отдельных минеральных зерен, имеют структурные особенности, трещиноватость в виде дискретно распределенных по размерам дефектов. Для большинства горных пород вязкость разрушения не превышает величину 0,5–2,0 МПа×м$^{1/2}$ (например, $K_C$ мрамора, песчаника и змеевика – 0,75; 1.1; 1,4 МПа×м$^{1/2}$ соответственно), в то время как трещиностойкость ($K_{1c}$) хрупких керамических достигает порядка 5 МПа×м$^{1/2}$. Для образцов железистых кварцитов методом наноиндентирования установлена сравнительно низкая вязкость разрушения нерудной фазы (кварца) $K_C = 0.5$ МПа×м$^{1/2}$, что в ~1,5–2,0 раза меньше по сравнению с трещиностойкостью зерен железорудных минералов (гематита и магнетита). На границах срастания зерен кварц-магнетит и кварц-гематит величина $K_C$ составила 0,68 и 0,38 МПа×м$^{1/2}$ соответственно, что в ~2–3 раза меньше, чем на границе срастания зерен рудных минералов магнетит–гематит.

Методами ОМ и РЭМ установлено, что после взрывного воздействия механизм разрушения образцов гранита носил смешанный характер: микротрещины извилистой формы с раскрытием берегов ~0,03–0,2 мм пересекали зерна кварца, плагиоклаза,

калиевого полевого шпата; также образовывались микротрещины по границам зерен и протяженные макротрещины с внутренней поверхностью. Характерные особенности траекторий распространения трещин (прерывистость, волнистость, неровность берегов) свидетельствуют об их нестационарном (динамическом), скачкообразном росте с остановками на препятствиях и преодолением зон локализации микроповреждений, образующихся в вершинах трещин. В результате воздействия МЭМИ в течение 300 с в приповерхностных слоях образцов угля происходило образование микротрещин (преимущественно нормального отрыва), распространяющихся, как правило, по строго прямолинейным траекториям. Величина раскрытия отдельных трещин составляла 0,2–0,5 мкм и ~2,5 мкм. На процесс трещинообразования в угле оказывало наличие микровключений сульфидов размером 5-20 мкм, так что трещины вскрывали частицы вторичных фаз, распространяясь по из границам (селективная дезинтеграция [4]). Наблюдаемые после электроимпульсной обработки структурные изменения в большей степени характерны для образцов, отобранных из выбросоопасных угольных пластов, отличающихся малой прочностью и высоким коэффициентом хрупкости.

В результате ультразвуковых измерений параметров распространения продольных и поперечных волн в образцах горных пород установлено, что развитие микротрещин приводит к снижению скорости продольных волн (возможно, вследствие развития трещинной пористости [6]), а следовательно, деградации прочностных свойств геоматериалов. В докладе обсуждаются результаты исследования влияния действия взрыва и наносекундных импульсов высокого напряжения на механические свойства образцов горных пород. Так, при нетепловом воздействии МЭМИ в течение 150 с происходило разупрочнение поверхности образцов молочно-белого кварца (твердость по Моосу 7) и снижение микротвердости (*HV*) с 1430 до 1010 кгс/мм$^2$ ($\Delta HV$ ~30%), по всей видимости, вследствие микроволновой декрипитации (microwave-decrepitation) газово-жидких включений в минерале-хозяине, что может быть использовано в технологиях глубокого обогащения природного кварца на стадиях механического дробления (измельчения) и электрического фрагментирования [7] для очистки минерала от микропримесей.

**Благодарности:** Авторы выражают благодарность за помощь в проведении АСМ-исследований инж. АО «Завод ПРОТОН» А.С. Логиновой и нач. лаборатории атомной модификации и анализа поверхности полупроводников НИУ МИЭТ Б.А. Логинову.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Рассказова А.В., Секисов А.Г., Галимьянов А.А. // ФТПРПИ. 2023. №6. С.166.
[2] Харлов А.В. // Приборы и техника эксперимента. 2022. № 1. С.14-43.
[3] Викторов С.Д., Кочанов А.Н. // Изв. РАН. Сер. физ. 2017. Т.81. №5. С.677-679.
[4] Чантурия В.А., Гуляев Ю.В. и др.//Доклады РАН. 1999. Т.366. №5. С.680-683.
[5] Carney L.R., Mecholsky J. // Materials Sci. and Appl. 2013. №4. PP.258-267.
[6] Жуков В.С., Кузьмин Ю.О. // Физика Земли. 2020. №4. С.3950.
[7] Мартелло Д. Е., Ларсен Р., Тренель Ж. и др. // Аналитика. 2013. 5 (12). С.58-69.

# ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ОБЛАСТИ СВАРНОГО ШВА ТРУБЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБОМ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

**Устинов А.М., Клопотов А.А., Лавров В.Ю., Волокитин О.Г.**
*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия*
*e-mail: valentinlavrov99@gmail.com*

В настоящее время механические испытания сварных швов в магистральных трубопроводах являются важным инструментом для обеспечения их надежности и безопасности [1].

Актуальность механических испытаний сварных швов обусловлена необходимостью обеспечения безопасности и эффективности функционирования магистральных трубопроводов, которые часто эксплуатируются в условиях повышенных нагрузок и агрессивных сред. С учетом возрастающего числа инцидентов, связанных с авариями на трубопроводах, контроль качества сварных соединений становится критически важным. В этом контексте механические испытания позволяют выявлять потенциальные дефекты, которые могут привести к разрушению, и обеспечивают соответствие трубопроводов международным стандартам и нормативам.

Определения напряжений на поверхности сварных швов в магистральных трубопроводах при помощи метод трехмерной виртуальной интерференции (3DVIC) представляет собой инновационный подход к анализу напряжений на поверхности сварных швов, который значительно превосходит традиционные методы механических испытаний. Основная новизна данного метода заключается в его способности обеспечивать высокоточные и детализированные данные о распределении напряжений и деформаций в трехмерном пространстве. Это достигается благодаря использованию современных оптических технологий и вычислительных методов, что позволяет исследовать сложные геометрические формы и неоднородности, характерные для сварных соединений [2].

В отличие от классических методов, таких как рентгеновская дифракция или механические испытания использование цифровой оптической системой Vic-3D на основе метода корреляции цифровых стереоскопических изображений позволяет получить относительные деформации ($\varepsilon_{xx}$ – по оси X, $\varepsilon_{yy}$ – по оси Y, $\varepsilon_{xy}$ – деформации сдвига). Применение метода 3DVI позволяет провести расчет среднего значения напряжений и визуализировать их распределение по всей поверхности сварного шва. Это особенно важно для сварных соединений, которые подвержены различным видам нагрузок и термическим воздействиям, что может приводить к образованию трещин и других дефектов.

Целью данной работы определить напряженно-деформированное состояние сварного стыка бесшовной трубы из низколегированной коррозионностойкой и хладостойкой стали при изгибе с внутренним давлением. Также, определить особенности эволюции распределений деформационных полей в зоне сварного шва.

Для решения поставленной в работе цели была изготовлена геометрическая модель стыка из двух отрезков труб (рис.1 *а*). Эта модель представляет собой соединенную при помощи сварного шва отрезков из двух труб с установленными по краям эллиптическими заглушками с толщиной стенки 16 мм. Трубы изготовлены из низколегированной коррозионностойкой и хладостойкой стали внешним диаметром 325, толщиной стенки 16 мм, длинной 500 мм. Класс прочности стали трубы (основной металл) К60, класс прочности стали сварного шва (наплавляемый металл) К52. Опирание изготовленной геометрическая модели осуществляли на продольные и поперечные опорные ребра жесткости толщиной 10 мм без дополнительных опорных элементов (рис.1).

Нагружение стыка труб, моделирующее осадку трубопровода проводили через вертикальную траверсу и распределительный нагружающий стальной элемент,

выполненный из сегмента трубы 325×16 мм размером 250×400 мм и резиновую прокладку с низкой прочностью на смятие и модулем упругости для принятия формы деформируемой трубы во время испытаний, но возможностью передачи, необходимой для изгиба, нагрузки.

При проведении эксперимента проводили исследование эволюции изменения распределений деформационных полей на поверхности трубы в области сварного шва при помощи бесконтактной измерительной системой VIC-3D.

а

б

в

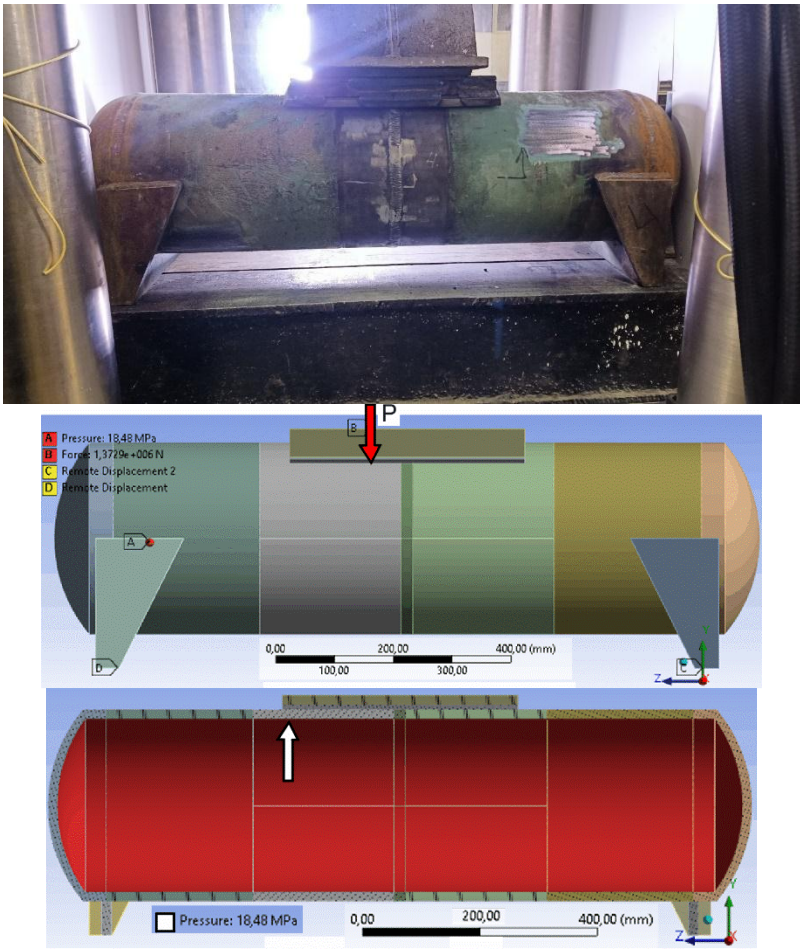



**Рисунок 1 – Фотография геометрическая модели в испытательном стенде, изготовленного из стыка труб со сварным швом и с установленными по краям эллиптическими заглушками (*а*), конечно-элементная модель образца стыка труб с приложенной внешней изгибающей силой P (*б*) и нагрузка в трубе от внутреннего давления (*в*)**

Внутреннее испытательное давление в геометрической модели со стыком из двух труб доводили до значений 18.5 МПа. Это давление создавали при помощи закачки воды ручной гидравлической насосной станцией. Необходимое давление создавалось в течение 5 минут с последующей выдержкой в течение 24 часа.

Эволюцию деформационных полей в процессе эксперимента в области сварного шва проводили при помощи создания спекл-структуры, которая представляет собой контрастную, изотропную структуру. Эту структуру создавали при помощи нанесения высокой плотности черных точек на белом фоне нерегулярно расположенных на исследуемом участке трубы. Созданная спекл-структура позволяет отслеживать изменение суб-областей, т.е. поворот трубы и ее деформации.

Исследовали воздействие внешней силы на прогиб геометрическая модели из стыка двух труб со сварным швом с внутренним давлением 18.5 МПа при помощи бесконтактной измерительной системы VIC-3D. В результате были получены данные о прогибе образца в зависимости от времени и от приложенной изгибающей силы (рис. 2). На рис. 2*а* на зависимости в координатах «прогиб – время» видно, что прогиб

образца в области сварного шва линейно растет с течением времени росте внешней изгибающей силой Р и достигает 2.5 мм в точке А. После снятия нагрузки происходит медленное уменьшение прогиба (участок АБ рис. 2 *а*). На рис. 2*б* на зависимости в координатах «прогиб – сила Р» можно выделить две стадии. Стадия I параболического роста прогиба от приложенной силы. Переход от стадии I на стадию II сопровождается переходом к линейной зависимости прогиба от приложенной силы Р. После снятия нагрузки прогиб трубы изменяется по другой траектории (участок АБ, рис 2*б*).

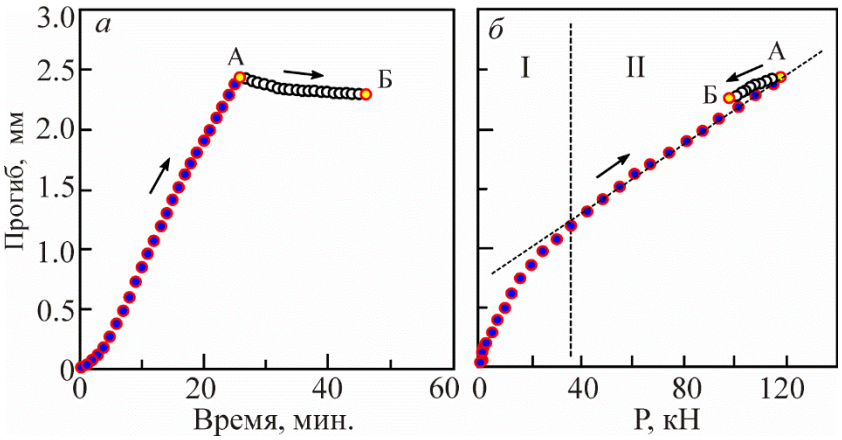



**Рисунок 2 – Зависимость прогиба образца из стыка труб со сварным соединением в месте сварного шва от времени (*а*) и от величины внешней изгибающей силой Р (*б*). А – точка начала снятия силы Р. Стрелками показаны направления роста и уменьшения силы Р**

При помощи измерительной системы VIC-3D исследована эволюция распределение деформационных полей в вертикальном $e_{xx}$ и горизонтальном $e_{yy}$ направлениях в области сварного шва, образовавшиеся в результате прогиба образца. В результате было установлено, на картинах распределений относительных деформационных полей наблюдаются образование локальных очагов деформаций при прогибе образце, которые сливаются, условно можно сказать в «силовые линии». Эти «силовые линии» проявляются в виде криволинейных полос максимальных и минимальных деформаций, которые чередуются между собой

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2023-0003).*

ЛИТЕРАТУРА

1. Голофаст С.Л., Шоцкий С.А. Обоснование прочностной надежности и уровня риска для линейных участков магистрального нефтепровода с учетом статистического разброса толщины стенки трубы // Экспозиция Нефть Газ. – 2021. № 1. – С. 62–66.

2. Сызранцев В.Н., Новоселов В.В., Созонов П.М., Голофаст С.Л. Оценка безопасности и прочностной надежности магистральных трубопроводов методами непараметрической статистики. – Новосибирск: Наука. – 2013. – 172 с.

# ЭЛЕКТРОДУГОВАЯ НАПЛАВКА СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ УЛЬТРАЗВУКА

**Беляев С.П.[1], Рубаник В.В.[2], Рубаник В.В. мл.[2], Реснина Н.Н.[1], Сибирев А.В.[1], Драбо Д.П.[2], Бикбаев Р.М.[1], Иванов А.М.[1]**

*[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
*[2]Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Беларусь*
*e-mail: spbelyaev@mail.ru*

Аддитивные технологии успешно применяют для получения образцов сложной формы. Существует большое количество способов аддитивного производства металлических образцов, различающихся методом подвода энергии (лазер, плазма, электронный луч, электрическая дуга) и типом расходного материала (порошок, проволока). Вместе с тем особенностью всех образцов, полученных аддитивным способом, является формирование столбчатых зерен во внутренних слоях. Это приводит к формированию текстуры, анизотропии физических и механических свойств, уменьшению деформации до разрушения. Известно, что при обычной кристаллизации рост столбчатых зерен можно успешно подавить ультразвуковым (УЗ) воздействием на расплав. Поэтому было предположено использовать этот метод для управления структурой образов, полученных аддитивными технологиями. Целью настоящей работы явилась отработка методики получения стальных образцов методом электродуговой наплавки при действии ультразвука и исследования влияния параметров этого процесса на структуру и свойства образцов.

Образцы стали 3 были наплавлены на стальную подложку в трех режимах – без УЗ воздействия, при УЗ воздействии при наплавке и охлаждении 2 минуты между наплавками, и при УЗ воздействии только при наплавке. УЗ воздействия были приложены к подложке в двух режимах – в резонансном режиме и в нерезонансном режиме. В работе наплавляли однорядные тонкие стенки (36 слоев) и многорядные образцы (5 рядов по 5 слоев). В наплавленных образцах исследовали структуру, химический состав и механические свойства при растяжении образцов, вырезанных из различных сечений.

Полученные результаты показали, что сплошные слои могут быть получены только в том случае, если УЗ колебания подведены к подложке в нерезонансном режиме. В противном случае, слой является несплошным и в нем наблюдаются разрывы в местах с максимальной амплитудой УЗ колебаний на подложке. Установлено, что воздействие УЗ колебаний при наплавке позволяет существенно уменьшить длину столбчатых зерен без изменения их ширины. Это приводит к тому, что уменьшается анизотропия механических свойств. Особенностью многорядных многослойных образцов является то, что столбчатые зерна формируются не перпендикулярно подложке, как это наблюдается в тонких однорядных стенках, а под углом к подложке. Это связано с тем, что отвод тепла осуществляется не только в подложку, но и в уже наплавленный слой (ряд) в этой плоскости.

*Работа выполнена в рамках совместного проекта СПбНФ (№23-РБ-09-43) и БРФФИ (Т24СПбГ-008). Исследования структуры выполнены в ресурсных центрах «Нанотехнологии» и «Рентгенодифракционные исследования» научного парка СПбГУ*

# ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВЕРХУПРУГОСТИ И МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ ПРИ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИИ ТОНКИХ ЛЕНТ СПЛАВА Ti-Hf-Ni-Cu С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

**Трофимова М.С.[1], Беляев С.П.[1], Реснина Н.Н.[1], Поникарова И.В.[1], Базлов А.И.[1,2]**
*[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
*[2]Национальный исследовательский технологический институт «МИСИС», Москва, Россия*
*e-mail: trofimovame852@gmail.com*

Целью работы явилось исследование изменения характеристик эффекта сверхупругости и температур мартенситных переходов при механоциклировании тонких лент сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{39.8}Cu_{10}$. Тонкие ленты были получены методом быстрой закалки из расплава. В исходном состоянии их структура была аморфной, поэтому их подвергали кристаллизации (выдержка при 485 $^{o}$C 20 минут). После кристаллизации средний размер зерен в образце составлял 400 нм. При охлаждении и нагревании сплав испытывал термоупругое мартенситное превращение B2 ↔ B19’ при температурах $M_н$ = -56 $^{o}$C, $M_к$= -62 $^{o}$C, $A_н$ = -6 $^{o}$C, $A_к$ = 9 $^{o}$C. Ранее было показано, что температуры мартенситных переходов не меняются в данном сплаве при 500 термоциклах через температурные интервалы превращения. В настоящей работе образцы сплава (длина 40 мм, ширина 1 мм, толщина 20 мкм) подвергали механоциклированию в режиме растяжения до различных деформаций от 2 до 6 % при температуре 40 $^{o}$C, которая на 30 $^{o}$C превышала температуру $A_к$. Деформация 6 % соответствовала длине плато на диаграмме деформирования, т.е. при деформировании до этой деформации большая часть объема сплава переходила в мартенситную фазу. При деформировании до меньших деформаций, часть объема рабочей зоны образца испытывала мартенситное B2 ↔ B19’ превращений, а часть оставалась в аустенитной фазе. После разного количества циклов «нагрузка – разгрузка», образец вынимали из захватов, отрезали края образца, не входившие в рабочую зону, и подвергали циклу «охлаждение - нагревание» в дифференциальном сканирующем калориметре, чтобы установить влияние механоциклирования на температуры мартенситных переходов.

Полученные результаты показали, что при механоциклировании изменение зависимости $\sigma(\varepsilon)$ наблюдается только между первым и вторым циклами. Начиная со второго цикла наблюдалась стабильная петля механического гистерезиса, которая не зависела ни от максимальной деформации в цикле, ни от количества циклов. Напряжение наведения мартенсита при нагрузке падает примерно на 50 МПа от первого ко второму циклу и далее меняется незначительно. Напряжение, при котором заканчивается обратное превращение при разгрузке, не меняется с циклами. В работе анализировали угол наклона на плато на зависимости $\sigma(\varepsilon)$ при нагрузке и при разгрузке, величина которого пропорциональна упругой энергии. Установлено, что увеличение числа механоциклов приводит к увеличению наклона на плато на зависимости $\sigma(\varepsilon)$ при нагрузке, что указывает на увеличение запасенной упругой энергии с циклами. Анализ калориметрических данных показал, что механоциклирование повышает температуру $M_н$ и на влияет на другие температуры превращения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (№ 23-19-00280)*

# РАСЧЁТ АНИЗОТРОПИИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПО ХАРАКТЕРИСТИКАМ МОНОКРИСТАЛЛОВ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЕ НА ПРИМЕРЕ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ И АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

**Крымская О.А., Исаенкова М.Г., Жариков Е.С., Фесенко В.А.**
*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия*
*oakrymskaya@mephi.ru*

Стремительная цифровизация расчетов и широкое применение компьютерного моделирования для анализа напряженно-деформированного состояния материала, как в процессе эксплуатации, так и при термомеханической обработке предопределяют необходимость совершенствования методов расчета физико-механических свойств материалов, особенно многофазных или обладающих существенной анизотропией. Особенно актуальны такие исследования для материалов, в которых фазовые превращения происходят как при термообработке, так и в процессе деформации, а также для тонкостенных труб, когда стандартные механические испытания для оценки анизотропии свойств в одном из направлений сопряжены с погрешностями.

В работе представлено развитие методики расчета анизотропии физико-механических свойств текстурированных материалов по свойствам монокристаллов, функции распределения зерен по ориентациям (ФРО) и параметрам субсубструктурной неоднородности – степени искаженности кристаллической решетки ($b$) и величины упругих микродеформаций ($\Delta d/d$), которые для зерен различной кристаллографической ориентации имеют различные значения. Расчет проводится на основе минимизации запасенной упругопластической энергии поликристаллического материала, обусловленной субструктурной неоднородностью.

Исследованы образцы труб из сплавов Zr-Nb (1 и 2.5%Nb) в деформированном и отожженном состояниях, а также образцы листов из аустенитной стали Fe-18%Cr-10%Ni (AISI304), полученные холодной продольной и перекрестной прокаткой, а затем подвергнутые различным видам термообработок с охлаждением от температур двухфазной α’+γ- и однофазной γ-областей для фиксации различного фазового состава. Упругие свойства монокристаллов вторых фаз – ОЦК-(Nb,Zr) и γ-(Fe,Ni), – рассчитывались *ab initio DFT*-методом для различных составов легирующих элементов, значения коэффициентов линейного термического расширения (КЛТР) и критических напряжений сдвига основных фаз взяты из литературных источников. Учет влияния дополнительных фаз на макросвойства материала осуществляется в виде аддитивного вклада в упругую энергию с учетом объемной доли этой фазы.

Фазовый состав образцов определялся по рентгеновским дифракционным спектрам, анализ кристаллографической текстуры проводился с помощью прямых полюсных фигур и ФРО, характеристики субструктурной неоднородности определялись методом обобщенных прямых полюсных фигур. Проведены испытания на одноосное растяжение стальных листов в различных направлениях для оценки анизотропии механических свойств, а для циркониевых труб – инструментальное индентирование с трех взаимно перпендикулярных поверхностей и дилатометрические измерения для определения коэффициентов линейного термического расширения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-79-10289, https://rscf.ru/project/24-79-10289/)*

# ВЛИЯНИЕ ЭНТРОПИИ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

**Реснина Н.Н.[1], Беляев С.П.[1], Базлов А.И.[1,2], Сибирев А.В.[1], Поникарова И.В.[1], Бикбаев Р.М.[1], Иванов А.М.[1], Калганов В.Д.[1]**

*[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
*[2]Национальный исследовательский технологический институт «МИСИС», Москва, Россия*
*e-mail: resnat@mail.ru*

Целью работы явилось исследование влияния конфигурационной энтропии и химического состава на структуру и мартенситные превращения сплавов Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co с памятью формы. Было выбрано 7 составов сплавов, в которых концентрация Ti+Hf+Zr равна концентрации Ni+Cu+Co. В четырех сплавах концентрации добавочных элементов (Hf, Zr, Cu, Co) были равны друг другу и составляли 1, 5, 10 или 17 ат%. В трех сплавах концентрации меди и кобальта были равны 5, 10 или 17 ат. % каждого, концентрации титана и никеля по 40, 30 или 16 ат % соответственно, а концентрации гафния и циркония составляли 1:3 или 3:1. Сплавы выплавляли электро-дуговым способом в водо-охлаждаемом тигле. Каждый слиток переплавляли по 5 раз для гомогенизации состава. Структуру и химический состав исследовали методами электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и энерго-диспресионного рентгеновского анализа. Мартенситные превращения изучали методами дифференциальной сканирующей калориметрии и резистометрии.

Полученные результаты показали, что низко-энтропийный сплав с концентрацией добавочных элементов по 1 ат % каждого состоит из матрицы основы, состав которой близок к номиналу. В междендритном пространстве присутствует небольшое количество фазы $(Ti,Hf,Zr)_2(Ni,Cu,Co)$ доля которой меньше 1 %. В средне и высоко-энтропийных сплавах состав тела дендритной ячейки и ее периферия отличаются. Тело ячейки обогащено атомами гафния и кобальта, тогда как периферия – атомами меди и циркония. В междендритном пространстве средне-энтропийных сплавов (количество меди и кобальта по 5 ат %) и высокоэнтропийных сплавов (количество меди и кобальта по 10 ат %) присутствуют частицы $(Ti,Hf,Zr)_2(Ni,Cu,Co)$. В высокоэнтропийном сплаве с равным количеством элементов междендритная область занята фазой $(Ti,Hf,Zr)_3(Ni,Cu,Co)_4$. Изменение концентрации гафния и циркония (1:3 или 3:1) подавляет образование этой фазы. В этих сплавах междендритная область занята фазовой $(Ti,Hf,Zr)_{50}(Ni,Cu,Co)_{50}$ с составом, обогащенном медью и цирконием.

В сплавах с одинаковым количеством добавочных элементов увеличение конфигурационной энтропии линейно понижает температуры B2 ↔ B19’ мартенситного превращения. В сплавах с одинаковым содержанием меди и кобальта и соотношением концентрацией гафния к цирконию 1:3 или 3:1, увеличение энтропии приводит к тому, что мартенситные превращения реализуются в двух температурных интервалах. В теле дендритной ячейке, обогащенной гафнием, мартенситное превращение реализуется при высоких температурах. В периферийных областях дендритной ячейки мартенситный переход наблюдается при низких температурах.

*Работа выполнена в рамках финансовой поддержки Российского Научного Фонда (№ 22-19-00169_П)*

# ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ AlN МЕТОДОМ НАНОСКРЕТЧ-ТЕСТА

**Хабарова А.В.[1], Лапицкая В.А.[1], Чижик С.А.[1],**
**Николаев А.Л.[2], Садырин Е.В.[2], Волков С.С.[2], Айзикович С.М.[2]**
*[1]Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова НАН Беларуси, Минск, Беларусь; AV.Khabarova@mail.ru*
*[2]Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону, Россия*

Покрытия из нитрида алюминия (AlN) используются в качестве износостойких и ударопрочных покрытий с диэлектрическими свойствами для элементов электронной аппаратуры. Использование AlN в многослойных покрытиях с чередованием CrN и AlN различной толщины позволяет создать градиент в атомной и электронной структурах за счет наличия фазовых превращений и, таким образом, улучшить комплекс свойств покрытий [1]. Магнетронное распыление имеет преимущества простоты эксплуатации, высокой скорости нанесения покрытий при помощи регулировки магнитного поля и прочной адгезии покрытий [2].

Для нанесения покрытий использована вакуумно-магнетронная система VSM 100 (ROBVAC, Россия). В качестве подложки использованы кремниевые пластины ориентации (100). Получены две группы образцов, имеющих двухслойные покрытия – $Al_{82,8}N_{17,2}/Al_{70,3}N_{29,7}$ и $Al_{70,3}N_{29,7}/Al_{82,8}N_{17,2}$. Толщина каждого слоя 200 и 400 нм. Технологические параметры нанесения: постоянное давление в камере 0,78 Па, мощность распыления 100 Вт, поток азота 2 и 3 см$^3$/мин.

Для определения микротрибологических свойств покрытий методом наноскретч-теста использовали наноиндентор Hysitron 750 Ubi (США), оснащенный коническим алмазным индентором с радиусом кривизны острия 226 нм. На каждый образец наносили по 3 царапины длиной 6 мкм за 15 ссек при постоянной нагрузке 50, 75 и 100 мкН. Многоцикловые испытания (10 циклов) проведены путем нанесения царапин с длинной одного прохода 6 мкм за 5 сек при нагрузке 100 мкН. Для визуализации полученных царапин и определения шероховатости поверхности предварительно и после проведения испытаний получена микроструктура поверхности (размер поля 10x10 мкм).

На рисунке 1 приведена морфология поверхности двухслойных покрытий AlN после проведения трибологических испытаний с постоянной нагрузкой. Получены значения коэффициента трения ($k_{тр}$), которые в значительной степени зависят от шероховатости, определенной на поверхности двухслойных покрытий AlN [3]. Установлено, что коэффициент трения изменяется от 0,11 до 0,21 на двухслойных покрытиях AlN, имеющих толщину каждого слоя 200 нм, и от 0,26 до 0,43 на двухслойных покрытиях AlN, имеющих толщину каждого слоя 400 нм. Повышение значений $k_{тр}$ коррелирует с увеличением значений шероховатости поверхности и изменениями физико-механических свойств [3]. Самые низкие значения $k_{тр}$ получены на двухслойном покрытии $Al_{82,8}N_{17,2}$, имеющего толщину каждого слоя 200 нм – прилагая нагрузку на индентор 50 мкН коэффициент трения составил 0,14±0,06, при нагрузке 75 мкН – 0,11±0,05 и при нагрузке 100 мкН – 0,12±0,04.

По результатам многоциклового испытания двухслойных покрытий AlN при нагрузке 100 мкН получены значения $k_{тр}$, которые выходят на стабильные после 3 цикла трения (рисунок 2), так как на 4-10 циклах происходит уплощение материала. Меньшее различие в значениях $k_{тр}$ относительно первого цикла износа получено у двухслойных покрытий AlN, имеющих толщину каждого слоя 200 нм – также они имеют меньшие средние значения $k_{тр}$ (0,06-0,07) в сравнении со средними значениями $k_{тр}$ (0,12), полученными у двухслойных покрытий AlN, имеющих толщину каждого слоя 400 нм.

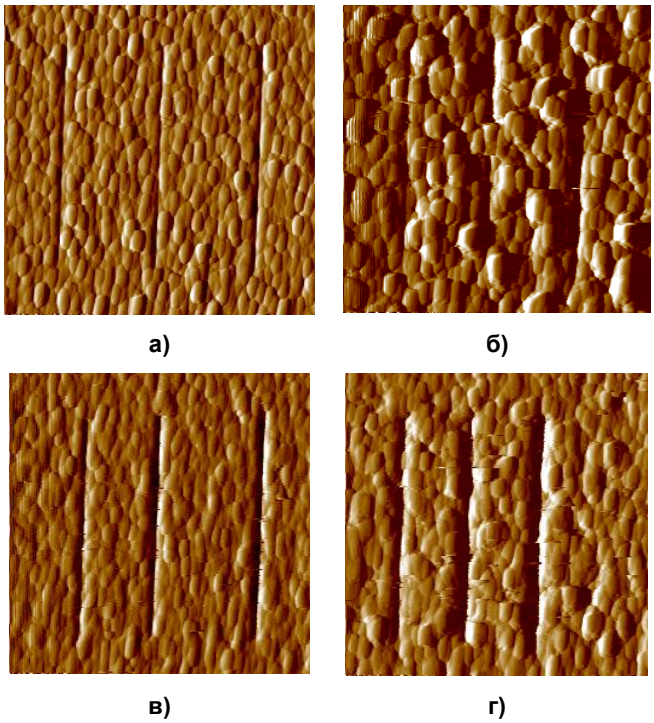



**Рисунок 1 – Морфология поверхности (10x10 мкм) двухслойных покрытий AlN: а, б – с верхним слоем $Al_{82,8}N_{17,2}$; в, г – с верхним слоем $Al_{70,3}N_{29,7}$**

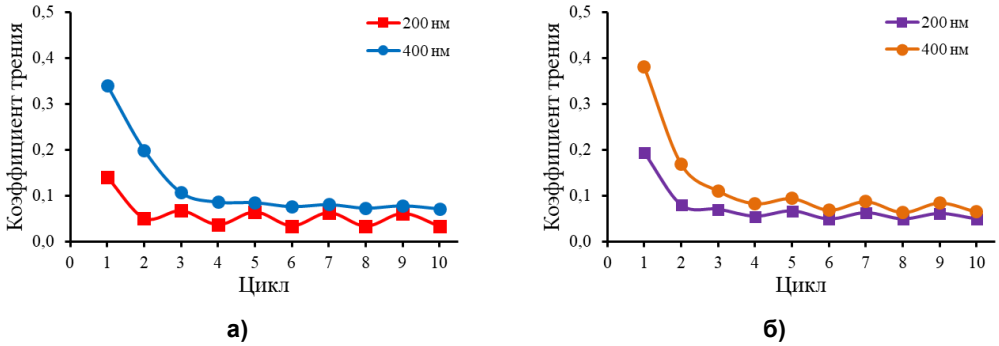



**Рисунок 2 – Изменение коэффициента трения при многоцикловых испытаниях двухслойных покрытий AlN: а – с верхним слоем $Al_{82,8}N_{17,2}$; б – с верхним слоем $Al_{70,3}N_{29,7}$**

**Благодарности.** Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант № Т23РНФ-132).

1. Schlögl, M. et al. Influence of CrN and AlN layer thicknesses on structure and mechanical properties of CrN/AlN superlattices / Thin Solid Films. – 2013. – Vol. 545. – P. 375–379.

2. Li, J. et al. Structure and protective effect of AlN/Al multilayered coatings on NdFeB by magnetron sputtering / Thin Solid Films – 2014. – Vol. 568. – P. 87–93.

3. Хабарова, А.В. Изменение технологических параметров осаждения как способ управления структурой и свойствами поверхности двухслойных покрытий AlN / А. В. Хабарова, В. А. Лапицкая, С. А. Чижик [и др.] // Приборостроение-2024 : материалы 17-й Международной научно-технической конференции, 26-29 ноября 2024 года, Минск, Республика Беларусь / редкол.: А. И. Свистун (пред.), О. К. Гусев, Р. И. Воробей [и др.]. – Минск : Интегралполиграф, 2024. – С. 419-420.

# ОБ ИСКАЖЕНИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ α-Fe ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ И РАСТВОРЕННЫМИ АТОМАМИ ФОСФОРА

**Филиппова В.П.[1], Блинова Е.Н.[1], Шурыгина Н.А.[1,2]**
*[1]ГНЦ РФ «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина», Москва, Россия,*
*[2]МИРЭА - Российский технологический университет, Москва, Россия*
*varia.filippova@yandex.ru*

Разработаны компьютерные программы для построения равновесных конфигураций точечных и протяженных дефектов в объеме кристаллических решеток различного типа (ОЦК, ГЦК) чистых металлов (Fe, Cr, Mo, Cu, Ni, Al) и сплавов, основываясь на потенциалах межатомного парного взаимодействия одноименных и разноименных атомов.

Компьютерным моделированием установлены особенности локальной деформации ОЦК кристаллической решетки α-Fe при образовании вакансий и бивакансий. показывающим, что вакансии вносят сжимающую деформацию в ОЦК решетку α-Fe, а бикакансии – растягивающую, и количество последних может преобладать в чистом металле, где отсутствует поглощение вакансий растворенными атомами (рис.1).

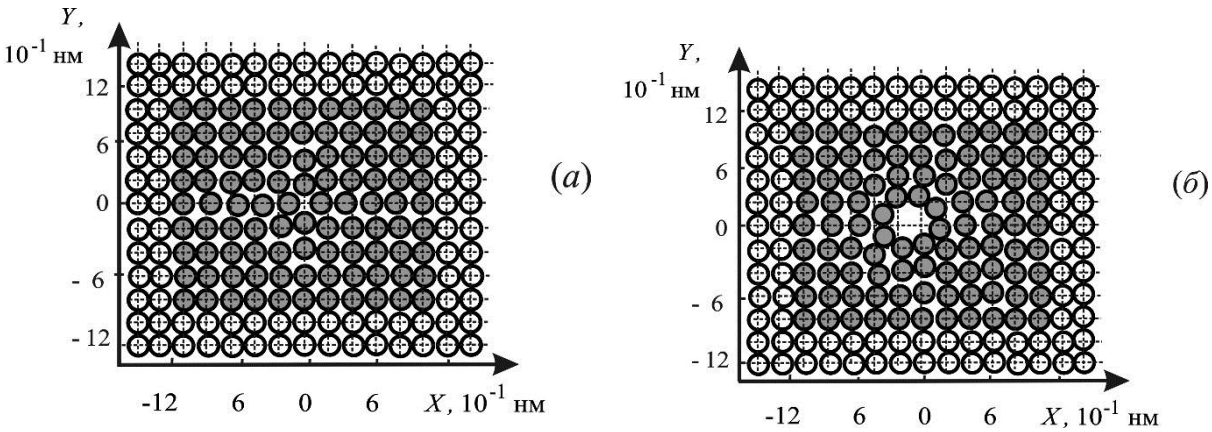



**Рисунок 1 - Равновесные атомные конфигурации точечных дефектов в плоскости (100) ОЦК кристаллической решетки α-Fe, смоделированные методом молекулярной динамики: а – вокруг вакансии; б – вокруг бивакансии.**

Методом рентгеновской дифрактометрии исследовались концентрационные зависимости периода ОЦК кристаллической решетки сплавов на основе α-Fe после закалки из предплавильных температур (рис.2).

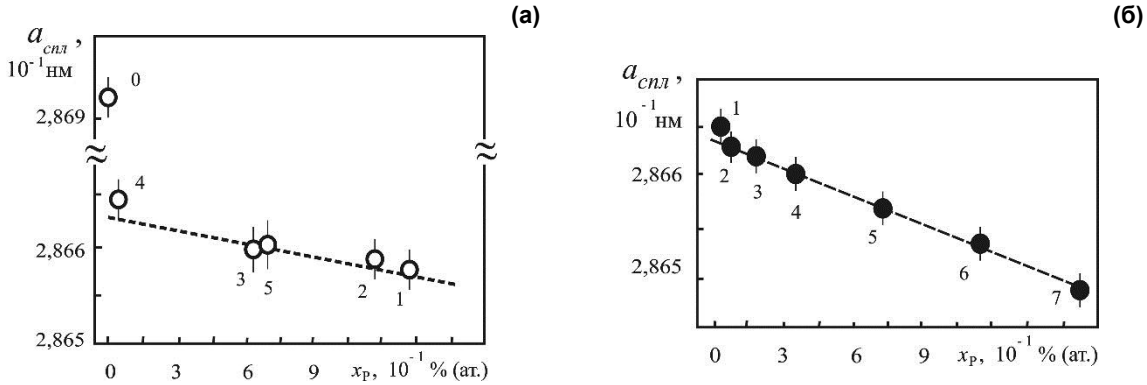



**Рисунок 2 - Данные, полученные методом рентгеновской дифрактометрии, по периоду ОЦК кристаллической решетки сплавов на основе α-Fe, ($a_{спл}$) в зависимости от концентрации P (а) - получены в [1]; (б) – из литературных источников [2]**

Экспериментально и методом компьютерного моделирования, показано, что наблюдаемое после закалки из предплавильных температур увеличение периода кристаллической решетки чистого $\alpha$-Fe и сплавов с достаточно малым содержанием растворенных компонентов связано с преобладанием количества бивакансий по сравнению с вакансиями.

Рассматриваемые данные рентгеновской дифрактометрии о концентрационной зависимости периода кристаллической решетки твердого раствора P в $\alpha$-Fe, и результаты компьютерного моделирования равновесной атомной конфигурации точечных дкфектов, с использованием метода молекулярной динамики, и термодинамические расчеты, привлекаются в качестве теоретического и экспериментального доказательства того, что бивакансии в кристаллической решетке $\alpha$-Fe, при малых концентрациях растворенных атомов, могут существовать в значительном количестве, превышающем концентрацию вакансий. Последнее объясняет, в частности, улучшение коррозионных свойств трубных сталей для магистральных газопроводов при повышении концентрации фосфора от 0,003 до 0,01% (масс.).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Филиппова В.П., Макушев С.Ю. Анализ зависимости периода кристаллической решетки твердого раствора на основе $\alpha$-Fe от концентраций растворенных элементов. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. №4. С.74-81.

2. Hattendorf H., Buchner A.R., Inden G. An investigation of the lattice parameters of $\alpha$-(Fe, P) alloys // Materials Technology, Steel Research, 1988. V. 59. #6. P.279-280.

# АНОМАЛЬНО БЫСТРАЯ ДИФФУЗИЯ УГЛЕРОДА В СТАЛИ, ИНИЦИИРОВАННАЯ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ

**Нечаев Ю.С.[1], Шурыгина Н.А.[1,3], Черетаева А.О.[2], Александрова Н.М.[1], Филиппова В.П.[1]**
*[1]ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,*
*[2]Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*
*[3]МИРЭА - Российский технологический университет, Москва, Россия*
*E-mail: yuri1939@inbox.ru*

Как показывает анализ [1, 2] данных ТАЗТ-ПИМ [3] (в т.ч. представленных ниже на рис. 1), для мартенситной стали, содержащей 0.85 ат.% С, при мартенситном превращении (МП) имеет место инициированное МП (аномально быстрое) диффузионное перераспределение атомов углерода из решетки мартенсита к образующимся дислокациям с плотностью $\rho \approx 5\cdot10^{11}$ см$^{-2}$, т.е. на расстояние порядка $\rho^{-1/2} \approx 10$ нм.

При этом время диффузии, очевидно, близко (по порядку величины) к времени МП ($\tau_{\text{МП}}$), которое можно оценить как:

$$\tau_{\text{МП}} \approx (L_g/\vartheta_s) \tag{1}$$

где $L_g$ – размер исходных аустенитных зерен, $\vartheta_s$ – скорость звука в металле. Отсюда получаем значение $\tau_{\text{МП}} \approx 10^{-8}$–$10^{-9}$ с.

Скорость МП-деформации можно оценить как:

$$\acute{\varepsilon}_{\text{МП}} \approx (\delta/L_g \cdot \tau_{\text{МП}}) \approx 10^3 - 10^4 \text{ с}^{-1}, \tag{2}$$

где $\delta \approx 10^{-1}$ нм – величина смещения атомов железа при МП.

Коэффициент аномально быстрой диффузии атомов углерода в мартенсите к дислокациям при МП можно оценить как:

$$D_C^* \approx \left(\rho \cdot \tau_{_\text{МП}}\right)^{-1} \approx 10^{-3}\text{–}10^{-4} \text{ см}^2\text{с}^{-1}, \tag{3}$$

что согласуется с известными экспериментальными данными об аномально быстрой диффузии при высокоскоростном деформировании металлов и может отвечать краудионному механизму.

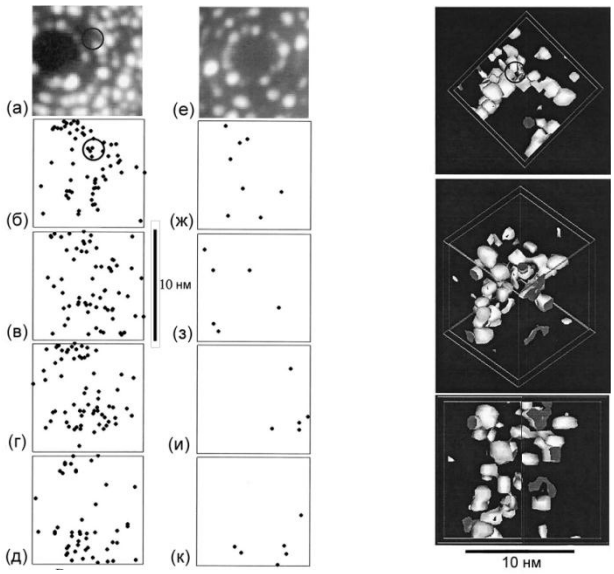



**Рисунок 1 – ECOPoSAP анализ областей мартенсита, содержащего 0.85 ат.% С, непосредственно над дислокацией (а–д) и вне ее (е–к). Показано, что не менее 4/5 углерода (т.е. 0.7 ат. % С) локализовано в сегрегациях на дислокациях, $n_{Csegr.} \approx 21\pm2$.**

Можно показать [1, 2], анализируя данные ТАЗТ-ПИМ [3], что в последеформационной период (при комнатной температуре), т.е. после МП до установления равновесной концентрации углерода в напряженной решетке мартенсита по отношению к фазоподобным наносегрегациям на дислокациях [1–5] (см. рис. 1), диффузионное перераспределение атомов углерода в мартенсите происходит с нормальным коэффициентом диффузии ($D_C \approx 10^{-17}$ см$^2$с$^{-1}$), отличающимся от отмеченной выше величины $D_C^*$ на 12–13 порядков.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Нечаев Ю.С. «Физические проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетики и магистральных газопроводов». // УФН. 2008. Т. 178. № 7. С. 709–726.

2. Нечаев Ю.С. «Распределение углерода в сталях». // УФН. 2011. Т. 181. № 5. С. 483–490.

3. Wilde J., Cerezo A., Smith G.D.W. «Three dimensional atomic scale mapping of a Cottrell atmosphere around dislocation in iron». // Scripta Materialia. 2000. V. 43. #1. P. 39–45.

4. Нечаев Ю.С., Денисов Е.А., Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Морозов Н.С., Филиппова В.П., Александрова Н.М. «О характеристиках и роли Коттрелловских косегрегаций углерода и водорода в деформационном старении и охрупчивании ряда сталей». // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2023. № 12. С. 90–100.

5. Нечаев Ю.С., Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Филиппова В.П. «О кластеризации в реальных Коттрелловских наносегрегациях в металлических материалах». // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2025. № 5 (в печати).

# О НЕКОТОРЫХ ОСОБЕННОСТЯХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА В ЩЕЛОЧНЫХ РАСТВОРАХ С ДОБАВКАМИ РОДАНИДА КАЛИЯ

**Федоров В.А.[1], Балыбин Д.В.[1], Плужникова Т.Н.[1], Бойцова М.В.[1], Березнер А.Д.[1], Яковлев А.В.[1], Плужников С.Н.[1], Тютюнник В.М.[2]**

*[1]Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия*
*[2]Тамбовский государственный технический университет, Тамбов, Россия*
*fedorov-tsu.tmb@inbox.ru*

Коррозионное поведение аморфных металлических сплавов в различных средах, включая кислые и щелочные, имеет сложную и взаимосвязанную зависимость от химического состава, структуры и состояния поверхности. Исследование коррозионных свойств и подбор составов сплавов с высокой коррозионной стойкостью является актуальной задачей физики конденсированного состояния.

Исследования проводили на аморфных металлических сплавах на основе кобальта (содержание кобальта от 70 до 86 %). Поляризационные измерения проведены на комплексе, состоящем из анализатора частотного отклика и потенциостата Solartron 1287. Использовали растворы состава xM KOH + xмM KSCN, где x = 0,05; 1; y = 0,5; 1,0; 5,0, 10,0. В исследованиях была использована трехэлектродная электрохимическая ячейка из стекла “Пирекс” с разделенными катодным и анодным пространствами. Поляризационные кривые снимали посредствам потенциодинамической поляризации со скоростью развертки 0,66 мВ/с. Импедансные измерения осуществляли на плоском электроде, изготовленном из аморфного сплава. Частоту варьировали от 0,05 Гц до 10000 Гц, амплитуда напряжения 10 мВ. Электрод выдерживали в растворе 900 секунд для установления стационарного потенциала. Полученные годографы обрабатывали с помощью программы ZView 3.0a.

Импедансные измерения показывают, что в щелочном растворе 0,05M KOH наблюдается экстремум величин параметров эквивалентной схемы при концентрации добавки 0,5 мМ роданида калия. При увеличении концентрации щелочи до 1M KOH, указанный эффект не наблюдается, это можно объяснить с точки зрения особенности электродных процессов, а также конкурентной адсорбцией роданид-ионов, гидроксид-ионов и молекул воды. Введение и увеличение концентрации роданида калия в растворы KOH практически не оказывает влияние на катодные процессы, но при этом ингибирует анодные процессы, то есть уменьшается скорость анодного растворения сплава. При максимальной концентрации роданида калия (10 мМ) наблюдаются наименьшее значение скорости анодной реакции, что говорит о добавке KSCN, как об ингибиторе анодного действия.

Проведены исследования по установлению зависимости предела прочности материалов от концентрации исходных растворов. Образцы выдерживались в течение 2 часов в растворе, а затем подвергали испытанию на разрывной машине Instron-5565. Установлено, что при повышении концентрации роданида имеет место тенденция по уменьшению предела прочности, однако при малых концентрациях роданида (0,5 мМ KSCN) предел прочности незначительно увеличивается ~5%, относительно фонового раствора. Эта особенность наблюдается для всех исследуемых сплавов. Микротвердость при указанных параметрах существенно не меняется. Атомно-силовая микроскопия образцов до и после воздействия щелочных растворов показала, что, например, обработка образцов щелочным раствором с роданидом, в концентрации 1 ммоль KOH + 10 ммоль KSCN приводит к формированию более развитого поверхностного рельефа ~ 2,5 раза, за счет формирования дендритоподобных структур на поверхности образца.

# ФОРМИРОВАНИЕ ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ TiNiCu С PVD-ПОКРЫТИЯМИ TiN

**Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Багрец Д.А., Ужекина А.Н., Урбан В.И.**
*Институт технической акустики НАН Беларуси,*
*г. Витебск, Республика Беларусь, bagurets@gmail.com*

Как известно степень кристалличности аморфных и аморфно-кристаллических сплавов можно изменять за счет обычного нагрева [1] или иного энергетического воздействия, например ультразвукового [2]. При вакуумно-дуговом осаждении (PVD) за счет ионной бомбардировки сплав также подвергается нагреву [3], что позволяет предположить возможность изменения (задания) его функциональных свойств.

Данное исследование посвящено изучению структурных и функциональных свойств аморфно-кристаллических лент на основе сплава TiNiCu с эффектом памяти формы (ЭПФ), модифицированных вакуумно-дуговым осаждением нитрида титана (TiN). Установлено, что температурное воздействие при нанесении покрытий способствует кристаллизации аморфной матрицы, формируя мартенситную структуру. Показано, что изменение времени осаждения TiN влияет на параметры решётки, размер кристаллитов и остаточные напряжения. Выявлены особенности кинетики мартенситных превращений и восстановления деформаций, что открывает перспективы для разработки материалов с улучшенными функциональными характеристиками.

Сплавы с ЭПФ, такие как TiNiCu, привлекают внимание благодаря способности восстанавливать исходную форму после деформации. Однако их свойства могут быть оптимизированы за счёт формирования аморфно-кристаллической структуры. В работе исследуется влияние PVD-покрытий TiN на кристаллизацию и термомеханические характеристики лент TiNiCu. Цель — определить связь между параметрами осаждения, структурой и функциональными свойствами материала.

Аморфные ленты $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ (толщина 40 мкм) получены в МИФИ Шеляковым А.В. методом сверхбыстрой закалки из расплава (скорость охлаждения $10^6$ К/с). TiN-покрытия осаждали вакуумно-дуговым способом (установка «Булат-6») при токе дуги 100 А, давлении азота 0,4 Па и времени осаждения 5–30 мин. Структуру анализировали рентгеноструктурным методом (ДРОН-2.0), кинетику мартенситных превращений (МП) — дифференциальной сканирующей калориметрией (DSC822e). Эффекты памяти формы оценивали при изгибных деформациях с использованием испытательной машины ИП 5158-5.

Рентгеноструктурный анализ выявил формирование кубической ГЦК-решётки TiN с текстурой {111}, с ростом времени осаждения от 5 до 30 мин:

- период решётки TiN увеличился с 0,4256 нм до 0,4267 нм;
- сжимающие напряжения возросли от -2,2 ГПа до -3,4 ГПа;
- размер кристаллитов сократился с 20,5 нм до 10,6 нм.

Эти изменения связаны с ионной бомбардировкой и накоплением дефектов в процессе роста покрытия.

Калориметрические исследования показали:

- при осаждении TiN ≤5 мин переход B2↔B19 происходит в узком интервале 3 – 4 °C, что характерно для первичных кристаллитов;
- при времени осаждения от 15 до 30 мин интервал расширяется до 12–17°C из-за роста новых зёрен;
- температуры МП увеличиваются с ростом времени обработки (рис. 1, а).

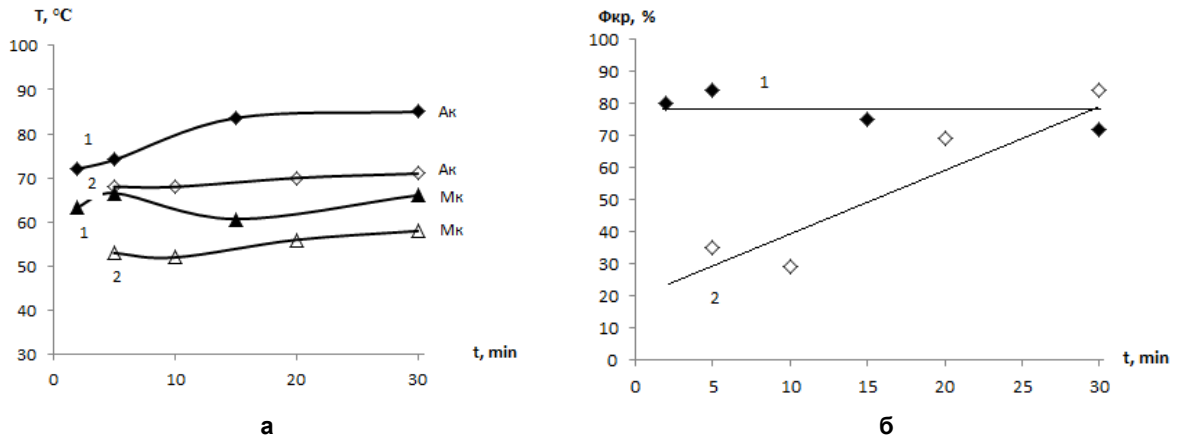



**Рисунок 1 – Зависимости характеристических температур (а) и доли кристаллической фазы (б) в образцах $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ от времени ионно-плазменной (кривые 1) и термической (кривые 2) обработки**

При PVD-обработке степень кристалличности сплава практически не зависит от времени (рис. 1, б), тогда как при обычном нагреве до 420°С доля кристаллической фазы возрастает с 35% до 84%.

Испытания на изгиб показали:

- максимальная восстанавливаемая деформация (ЭПФ) достигла 1,2% при $\varepsilon_t$=6%;
- обратимый ЭПФ (ЭОПФ) наблюдался только при t≤5 мин ($\varepsilon_{опф}$=0,3%).

Снижение ЭОПФ при t≥15 мин связано с увеличением остаточных напряжений и неоднородностью структуры.

Таким образом:

- вакуумно-дуговое осаждение TiN индуцирует кристаллизацию аморфного TiNiCu с формированием мартенситной фазы;
- увеличение времени осаждения приводит к росту напряжений, уменьшению размера кристаллитов и расширению интервала МП;
- оптимальные функциональные свойства (ЭПФ=1,2%, ЭОПФ=0,3%) достигаются при осаждении TiN в течение 5–15 мин.

ЛИТЕРАТУРА

1. Реснина, Н.Н. Функциональные свойства структурно неоднородных сплавов с памятью формы на основе TiNi / дис. … д-ра физ.-мат. наук: 01.04.07 / Н.Н. Реснина. – Санкт-Петербург, 2015. – 308 с.

2. Рубаник, В.В. Влияние ультразвуковой механоактивации на кинетику кристаллизации и мартенситные превращения аморфного сплава на основе TiNi / В.В. Рубаник, В.В. Непомнящая // Вектор ТГУ. – 2017. − №3 (41). – С.90-97.

3. Способ изготовления биоинертного изделия из материала с эффектом памяти формы на основе никелида титана: пат. BY 19507 / В.В. Рубаник, В.Г. Дородейко, В.В. Рубаник (мл.), Д.А. Багрец. – Опубл. 30.10.2015.

# АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫЙ КОНТРОЛЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

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

В работе исследована возможность идентификации механизмов деформации и разрушения композиционных материалов посредством анализа комплекса параметров сигналов акустической эмиссии (АЭ), зарегистрированных в процессе статического растяжения на стадиях текучести, деформационного упрочнения, пластического течения и разрушения образцов волокнистого композиционного материала «алюминий-сталь», а также возможность оценки степени влияния структурного состояния межфазной границы «матрица-волокно» на характер разрушения и прочность волокон. Метод АЭ диагностики, основанный на регистрации, обработке и анализе волн напряжений, возникающих в результате динамической перестройки структуры материалов, получил ши-рокое распространение как эффективный инструмент изучения динамики процессов развития дефектной структуры в материаловедении [1].

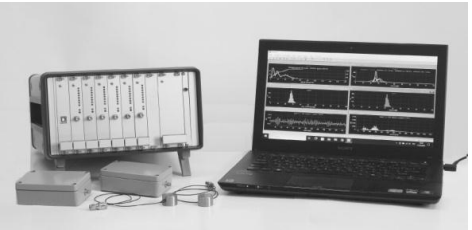


**Рисунок 1 – АЭ система СДС1008**

Изучение кинетики деформации и накопления повреждений КМ с применением метода АЭ диагностики, позволяющего в реальном времени контролировать и идентифицировать механизмы разрушения в процессе нагружения, имеет важное значение, как для анализа механики разрушения композиционных материалов, так и для разработки научных подходов к прогнозированию остаточного ресурса работоспособности ответственных элементов конструкций промышленных объектов, авиационной и космической техники [2-4].

Исследования проведены на образцах композиционного материала «алюминий-сталь», полученного прокаткой, в котором в качестве материала матрицы использовался алюминиевый сплав АМГ-6 ГОСТ 13726-97, химический состав (масс.%): Fe<0,4; Si< 0,4; Mn 05-08; Ti 0,02-0,1; Cu<0,1; Be 0,0002-0,005; Mg 5,8-6,8; Zn<0,2; Al-основа, а упрочняющих волокон - нержавеющая аустенитно-мартенситная стальная проволока марки ЭП322 диаметром 350 мкм с $\sigma_B$=2500–3200 МПа (сталь 12НХМ, ТУ 14-1-320-72). В работе исследовали образцы и материала матрицы без волокон и композиционного материала с различной объёмной долей волокон, а также образцы с интерметаллидной прослойкой на межфазной границе «волокно-матрица» толщиной 20 мкм, которая формировалась в процессе отжига при температуре 470$^o$С.

Образцы в виде двойной лопатки с размером рабочей части 2х10х30 мм испытывались на статическое растяжение при комнатной температуре со скоростью деформирования 2,8х10$^{-3}$с$^{-1}$ посредством малошумящей 10-тонной механической машины Instron 3382 с одновременной регистрацией комплекса параметров сигналов акустической эмиссии в частотном диапазоне 20-1000 кГц и динамическом диапазоне 84 дБ с применением 2-х каналов АЭ диагностической системы СДС1008 [2].

В процессе проведения экспериментов регистрировали активность, суммарное число сигналов, суммарную энергию АЭ, амплитудные и энергетические спектры, частотный спектр импульсов АЭ, а также осуществляли линейную локацию источников сигналов АЭ во время статического растяжения образцов.

Акустико-эмиссионные характеристики образцов: материала матрицы АМГ-6, КМ с десятью волокнами в рабочем сечении и КМ с десятью волокнами в рабочем

сечении, имеющего интерметаллидную прослойку на межфазной границе «волокно-матрица» толщиной 20 мкм, полученные при испытании на статическое растяжение, представлены на рис.2, а, б, в, соответственно, в виде совмещенных диаграмм изменения напряжения $\sigma(\varepsilon)$ и активности АЭ Ṅ ($\varepsilon$) от степени деформации $\varepsilon$.

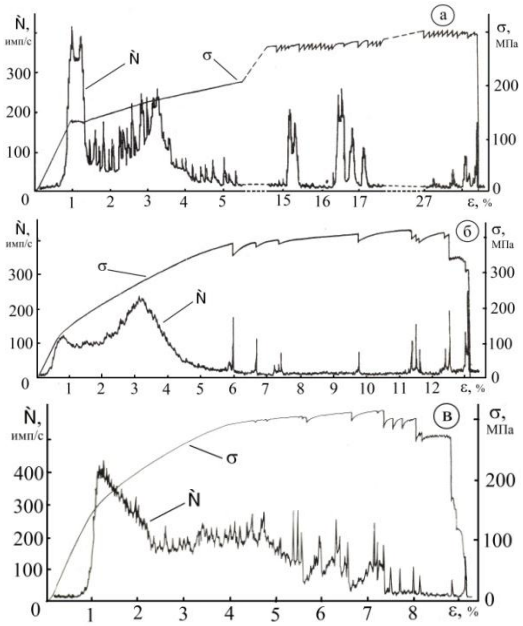



**Рисунок 2 – Зависимость активности АЭ Ṅ и напряжения σ от степени деформации ε образцов: а - сплава АМГ-6, б - КМ с десятью волокнами в рабочем сечении, в - КМ с десятью волокнами в рабочем сечении, имеющего интерметаллидную прослойку на межфазной границе «волокно-матрица» толщиной 20 мкм.**

На начальной стадии деформации ($\varepsilon$ <5,0%) регистрируется два максимума активности АЭ Ṅ (рис.2, а). Первый из них, соответствующий площадке текучести ($\varepsilon$=0,8-1,2%) на кривой нагружения $\sigma(\varepsilon)$, обусловлен дислокационными механизмами зарождения и распространения полос Чернова-Людерса [5] и характеризуется значительным количеством сигналов АЭ, с максимальной амплитудой отдельных сигналов достигающей значений 60 дБ. Широкополосный характер распределение спектральной плотности напряжения зарегистрированных сигналов акустической эмиссии свидетельствует о высокой скоро-сти протекания процессов зарождения, движения и размножения дислокаций и дислокационных скоплений. Второй макси-мум активности АЭ, регистрируемый на начальной стадии деформационного упрочнения материала при $\varepsilon$=2,0-4,5%, обуслов-лен разрушением хрупких интерметаллидных включений, при этом характер из-менения активности АЭ Ṅ ($\varepsilon$) коррелирует с распределением разрушившихся частиц по размерам, что подтверждается фракто-графическими исследованиями поверхности разрушения образца. В амплитудном спектре АЭ присутствует значительное количество сигналов с амплитудой в диапазоне 50-70 дБ. В частотном спектре сигналов АЭ на этой стадии деформирования преобладают среднечастотные компоненты в диапазоне 350-650 кГц.

Характер изменения активности АЭ сплава АМГ-6 и на площадке текучести и на начальном участке стадии деформационного упрочнения определяется исходным структурным состоянием материала, и существенно зависит от режима термообработки материала образца. Так, повышение температуры и длительности отжига сплава приводит к сокращению площадки текучести, вплоть до полного её исчезновения, что связано с блокировкой подвижных дислокаций атомами примесей, приводящей к снижению активности, амплитуды и энергии сигналов АЭ. Длительный отжиг приводит также к смещению второго максимума активности Ṅ ($\varepsilon$ =2,0-4,5%) в область меньших степеней деформации и, в предельном случае, к слиянию с первым максимумом активности АЭ на площадке текучести.

При $\varepsilon$>15% кривая нагружения $\sigma(\varepsilon)$ приобретает зубчатый характер (эффект Портевена-Ле-Шателье [5] с падением напряжения $\Delta\sigma$=5 – 10 МПа и сопровождается

излучением одиночных низкочастотных импульсов АЭ в частотном диапазоне 20 – 50 кГц значительной амплитуды**.** Интервалы с низкой АЭ активностью сменяются периодами высокой активности ($\varepsilon$=15,1-15,5%; $\varepsilon$=16,2-17,3%), при этом кривая $\sigma(\varepsilon)$ приобретает мелкозубчатый характер ($\Delta\sigma = 1 - 2$ МПа), и сопровождаются высокочастотной АЭ, что свидетельствует о процессах интенсивного размножения и движения дислокаций и дислокационных скоплений, обусловленных неоднородностью пластического течения алюминиевого сплава [5]. Непосредственно перед разрушением образца наблюдается повышение уровня активности АЭ, вызванного процессом слиянием микропор и развитием трещин, распространение магистральной трещины приводит к разрушению образца, сопровождаемому импульсами акустической эмиссией предельно высокой амплитуды и энергии (84 дБ).

Акустико-эмиссионная активность Ṅ на начальной стадии деформации образца с десятью волокнами (рис.2, б) определяется, в основном, пластическим течением материала матрицы ($\varepsilon$=0 – 5,5%)**.** При этом процесс пластического течения образца КМ носит более гомогенный характер, по сравнению с пластическим течением материала матрицы без волокон, поскольку волокна являются эффективным препятствием для развития дислокационных скоплений и грубых полос скольжения дислокаций, во многом определяющих уровень активности акустической эмиссии на начальной стадии деформации. При $\varepsilon$ > 5,5% начинается процесс последовательного разрушения волокон, который сопровождается резкими сбросами напряжения на диаграмме $\sigma(\varepsilon)$ и высокоамплитудными импульсами АЭ в частотном диапазоне 50-300 кГц.

Присутствие интерметаллида толщиной 20 мкм на границе «волокно-матрица» приводит к существенному снижению и предела прочности и предельной степени деформации КМ (рис.2, в). При этом характер изменения активности АЭ позволяет выделить два вида разрушения волокон: первый – это разрушения на фоне возрастающей активности АЭ ($\varepsilon$ = 5,5 - 7,4 %), и второй - на фоне не высокой АЭ активности примерно одного уровня ($\varepsilon$ > 7,4%). В первом случае, каждому отдельному разрыву волокна, фиксируемому на диаграмме $\sigma(\varepsilon)$ в виде ступени, предшествует существенное нарастание активности АЭ Ṅ, обусловленное активным растрескиванием интерметаллида на межфазной границе, которое и инициирует хрупкое разрушение волокон**.** При $\varepsilon$ >7,4%, вследствие произошедшего дробления интерметаллида и нарушения когерентной связи «матрица-волокно», происходит изменение характера разрушения волокон. На этой стадии разрушение волокон происходит со значительной долей пластической деформации и образованием шейки, что также сопровождается импульсами АЭ значительной амплитуд (А>80 дБ), регистрируемых на фоне низкоактивной непрерывной эмиссии, поскольку процесс активного растрескивания интерметаллида, в основном, завершился. Фрактографические исследования поверхности разрушения образцов показали присутствие как хрупкого, так и вязкого характера разрушения волокон с образованием шейки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Семашко Н.А., Шпорт В.И., Марьин Б.Н. и др. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении. // М: Машиностроение. – 2002. –239 с.

2. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Маслов Л.И. Оценка остаточного ресурса работоспособности трубных сталей с использованием методов акустической эмиссии и кинетической твердости. М.: Интерконтакт Наука. 2005. 69 с.

3. Пенкин А.Г., Банных И.О., Минина Н.А., Теплов А.О. Исследование механизмов разрушения стали 09Г2С методом акустической эмиссии//Металлы, 2023, №3, с. 54-60.

4. В. И. Антипов, Л. В. Виноградов, А. Г. Колмаков, Ю. Э. Мухина, С. В. Егоров, Е. Е. Баранов. Получение полуфабрикатов композиционных материалов алюминий – углеродные волокна. // Перспективные материалы, 2018, № 6, с. 62 – 68.

5. Зуев Л.Б, Горбатенко В.В., Данилов В.И. Полосы Чернова-Людерса и эффект Портевена-Ле Шателье как неустойчивость пластического течения. // Деформация и разрушение металлов. 2016. № 8. с. 2-8.

# МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА TINI, ПОДВЕРГНУТОГО КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ

**Чуракова А.А.[1,2], Исхакова Э.И.[1,2], Воробьёв Е.В.[2]**
*[1]ИФМК УФИЦ РАН, Уфа, Россия*
*[2]УУНиТ, Уфа, Россия*
*e-mail: churakovaa_a@mail.ru*

Сплавы TiNi выделяются как наиболее успешные материалы с эффектом памяти формы благодаря своим уникальным функциональным характеристикам, что делает их особенно привлекательными для широкого спектра применений, включая тепловые и механические приводы, а также биомедицинские технологии. Кроме того, их отличительные свойства, такие как высокая пластичность, стойкость к коррозии и усталости, а также выдающаяся демпфирующая способность, значительная прочность и ударная вязкость, способствовали их внедрению в различные коммерческие сферы и промышленные области. Сплав TiNi представляет собой один из наиболее значимых материалов с памятью формы, обладающий уникальными механическими свойствами и способностью к мартенситному переходу. Эти характеристики делают TiNi незаменимым в различных областях, включая медицину, аэрокосмическую промышленность и гражданское строительство. Эффект памяти формы, проявляющийся в способности материала возвращаться в исходное состояние после деформации, а также сверхэластичность, заключающаяся в деформации до значительных размеров, но при этом возвращении в исходное состояние без повреждений, обусловлены сложными структурными изменениями, происходящими на атомном уровне при изменении температуры.

Почти эквиатомные сплавы NiTi с эффектом памяти формы (SMA) демонстрируют несколько уникальных свойств, связанных с термоупругим мартенситным превращением между высокотемпературной аустенитной фазой (упорядоченная кубическая структура B2) и низкотемпературной мартенситной фазой (моноклинная структура B19'). При охлаждении эквиатомный сплав TiNi проходит фазовый переход первого рода между кубической фазой аустенита (B2) и моноклинной фазой мартенсита (B19'), что связано с релаксацией моноклинного угла и развитием вложенных областей поверхности Ферми. В последние годы исследования в области TiNi сплавов сосредоточены на понимании механизмов, лежащих в основе их свойств. Эти исследования подчеркивают сложность и многообразие фазовых изменений, происходящих в TiNi, и открывают новые возможности для применения этого материала в различных технологиях.

Целью работы являлось исследование механических свойств и микроструктуры сплава $Ti_{50.2}Ni_{49.8}$, подвергнутого комбинированной обработке (интенсивная пластическая деформация и термоциклическая обработка). Материалом исследования был выбран сплав никелида титана $Ti_{50.2}Ni_{49.8}$ ат. % с большим содержанием титана относительно стехиометрии. Исследования проводились в нескольких состояниях: КЗ – закалка с температуры 850 °С в воду, УМЗ – предварительно закаленные образцы были подвергнуты РКУП, прессование проводилось при температуре 450 °С, по маршруту Вс с количеством проходов 3, также все исследуемые состояния были подвергнуты ТЦО с 5, 10, 20, 50, 100 циклами.

В результате проведенных исследований было установлено, что в крупнозернистом состоянии (КЗ) происходит более плавное уменьшение размера зерна от количества циклов ТЦО, в то время как в ультрамелзернистом состоянии (УМЗ) при 100 термоциклов наблюдается резкое уменьшение среднего размера зерна. Во всех исследуемых состояниях в сплаве наблюдается рост значений микротвердости, что, очевидно, связано с фазовым наклепом и уменьшением размеров зерен.

При этом, согласно результатам механических испытаний, наблюдается не настолько очевидная зависимость прочностных характеристик от количества термоциклов. Было установлено, что при большом количестве термоциклов уменьшаются пластические и прочностные характеристики сплава и в крупнозернистом, и в ультрамелкозернистом состояниях. Рентгеноструктурный анализ показал увеличение уширений пиков для крупнозернистого состояния, которое связанно с повышением плотности дислокаций и внутренних микроискажений. В то же время в ультрамелкозернистом состоянии практически не наблюдается увеличения уширения пиков.

# СУБЪЕКТИВНОСТЬ ОЦЕНКИ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ ПЕРВИЧНЫХ КАРБИДОВ В СТРУКТУРЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

**Соболева Н.Н.**
*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия*
*Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия*
*natashasoboleva@list.ru*

При наплавке композиционных покрытий из порошков, содержащих соединения тугоплавких элементов (карбиды, оксиды, бориды), обычно стремятся сохранить эти частицы в исходном первичном виде, так как они ответственны за абразивную износостойкость покрытий. Однако нагрев до высоких температур при наплавке может приводить к их частичному расплавлению. При этом по границам первичных карбидов может формироваться «оторочка», отличающаяся по составу и имеющая меньшую твердость, чем твердость внутренней части карбида, не претерпевшей превращений. Пример такой структуры приведен на рисунке 1.

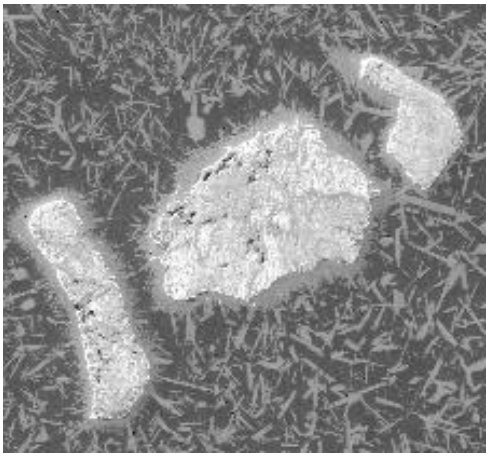


**Рисунок 1 – Карбиды в структуре покрытия**

Необходимо отметить, что на рисунке 1 приведен пример, на котором декомпозиция карбидов по границам видна явно. В некоторых случаях, особенно на микроскопических снимках с небольшим увеличением, это явление можно заметить, только если знать о его существовании.

Сложность оценки объемной доли исходных первичных карбидов в таких структурах заключается в отсутствии в литературе четкой информации о том, что принимать за границу первичного карбида в таком случае. В итоге оценка объемной доли разными исследователями отличается субъективностью восприятия. Использование искусственных нейронных сетей для определения объемной доли карбидов в микроструктуре композиционных покрытий не позволяет выполнить его со 100% точностью, однако ошибка работы сети не превышает разницу расчета разными людьми.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН и ИМАШ УрО РАН. Микроскопические изображения получены с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.*

# ОКИСЛЕНИЕ ПОРОШКА $MoSi_2$ НА ВОЗДУХЕ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 1000…1200 °С

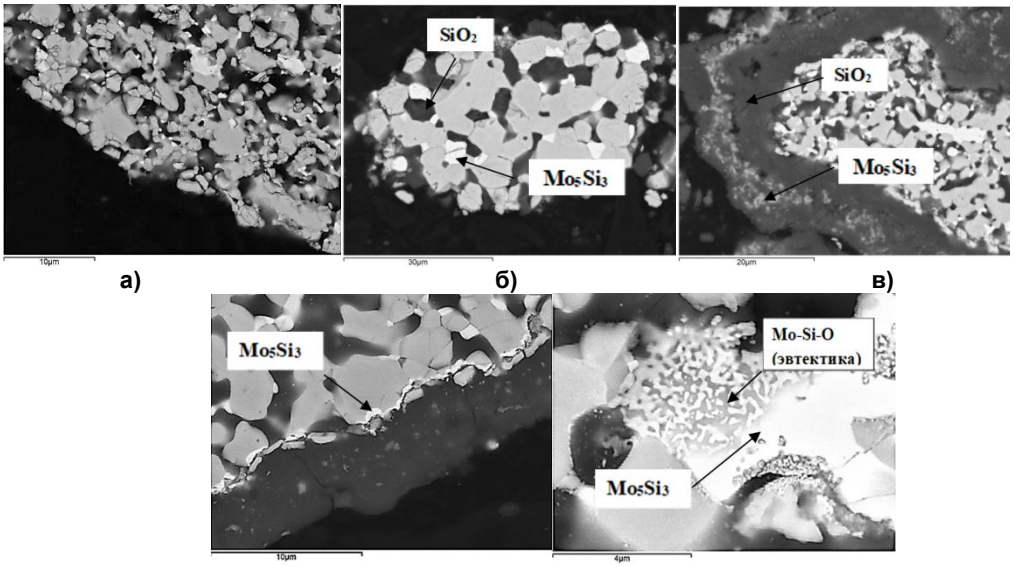
**Якушев И.Н., Ясюкевич М.А., Перетягина Е.С., Кардонина Н.И., Окишев К.Ю.**
*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия, Fleter09@yandex.ru*

В настоящее время порошок дисилицида молибдена нашел широкое применение при изготовлении порошковых изделий и композитов, работающих при повышенных температурах и в окислительных атмосферах [1, 2]. Так как основной механизм защиты от газовой коррозии подобных материалов связан с образованием слоев $SiO_2$ на поверхности дисилицида, то особенности окисления в зависимости от технологии синтеза материала до сих пор активно исследуются. С учетом сложности превращений, которые протекают при окислении $MoSi_2$, основное внимание в работах уделяется связи между технологией получения материала и кинетикой окисления. Соответственно, возникают расхождения в экспериментальных результатах и трактовках. В работе была поставлена задача исследовать особенности окисления порошков дисилицида молибдена различного фракционного состава (а – $\alpha < 40$ мкм; б – 40 мкм $< \alpha <$ 100 мкм) и влияние размера частиц на кинетику окисления в диапазоне температур 700... 1200 °С.

Исследования микроструктуры порошков, после окислительного отжига, выявили существенные отличия в строении и химическом составе поверхности (рис. 1). Отжиг при температуре 700 °С привел к внутреннему окислению частиц без формирования внешнего слоя $SiO_2$ (рис. 1, *б*) и образованию на границах зерен областей $SiO_2$, рядом с которыми произошла перекристаллизация $MoSi_2 \rightarrow Mo_5Si_3$.

При отжиге 900 °С на поверхности частиц образовался слой $SiO_2$ (рис. 1, *в*). Контраст в слое указывал на химическую и фазовую неоднородность. Светлые участки во внешнем слое вероятнее были областями $Mo_5Si_3$. Это указывало на то, что за 2 ч процессы перераспределения химических элементов в оксидном слое не закончились, и последний не приобрел своих защитных свойств.

Начиная с температуры 1100 °С, произошли изменения в переходной зоне между внешним слоем $SiO_2$ и внутренним объемом частиц. Было обнаружено образование тонкого слоя $Mo_5Si_3$ (рис. 1, *г*). В этой же зоне были зафиксированы участки эвтектики (рис. 1, *д*), которую принято интерпретировать как ($MoO_3$ + $SiO_2$) [3]. Размеры эвтектических участков при температуре 1200 °С достигали 5 мкм. Последнее свидетельствовало о наличие областей расплава под слоем $SiO_2$. При этом повысилась химическая и структурная однородность внешнего оксидного слоя.




а) б) в)

г) д)

**Рисунок 1 – Микроструктура порошка $MoSi_2$: исходный (*а*); после окисления при 700 (*б*), 900 (*в*), 1100 (*г*) и 1200 °С (*д*)**

При окислении дисилицида молибдена протекают несколько реакций, которые оказывают влияние на изменение массы:

$$2\,MoSi_2 + 7\,O_2 = 2\,MoO_3\uparrow + 4\,SiO_2; \quad (1)$$

$$5\,MoSi_2 + 7\,O_2 = Mo_5Si_3 + 7\,SiO_2; \quad (2)$$

$$2\,Mo_5Si_3 + 21\,O_2 \rightarrow 10\,MoO_3\uparrow + 6\,SiO_2. \quad (3)$$

Уменьшение веса связывают с активным испарением фазы $MoO_3$. Принято считать, что реакция (1) является наиболее вероятной в областях низких температур и малых экспозиций. В диапазоне температур выше 1000 °С при образовании плотного слоя $SiO_2$ предпочтительной оказывается реакция (2).

Вид кривых изменения массы указывал на то, что характер окисления порошков в интервале выдержек до 2 ч наиболее сильно зависит от температуры отжига и менее от фракционного состава (рис. 2). Также выделялась схожесть динамики окисления в трех температурных интервалах: 700 - 900; 1000 - 1100 и 1200 °С и выше.

При температуре отжига 700 °С фиксировался достаточно постоянный прирост массы порошков обоих фракционных составов во всем диапазоне выдержек. Для более дисперсной фракции он был чуть меньше 10 %, для более крупного порошка 2 – 5 % (рис. 2 а). Начиная с 800 °С, на кривых появились максимумы, которые смещались в стороны малых экспозиций с повышением температуры отжига (рис. 2 б-д). В случае температур 800 - 900 °С пики приходились на интервал 1-1,5 часа (рис. 2 б-в), а температур 1000 - 1100 °С менее 0,5 ч. Максимальный прирост массы около 30 % наблюдался при температуре отжига 900 °С и выдержке 1 ч. Для температур 1000 - 1100 °С через 1-1,5 часа фиксировалось отсутствие прироста массы.

Отсутствие пика на кривой для температуры 1200 °С указывало на высокие скорости процессов уже при очень малых выдержках (рис. 2 е). Для данной температуры через 1 ч было зафиксировано убыль массы, что указывало на активный процесс испарения $MoO_3$.

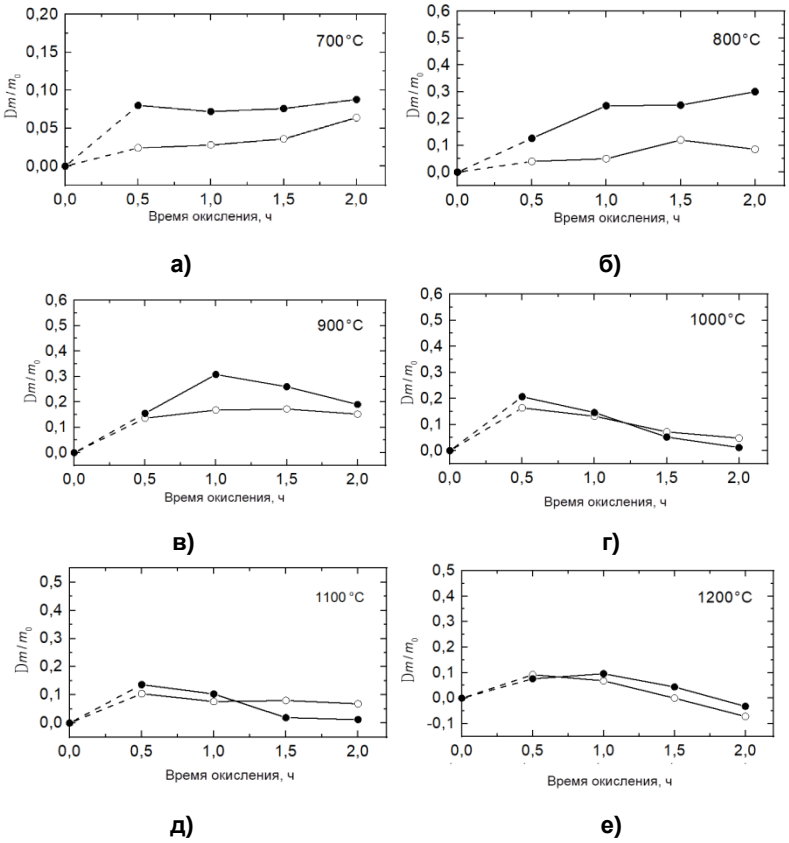



**Рисунок 2 – Изменение массы при окислении порошков: при температуре 700 (*а*), 800 (*б*), 900 (*в*), 1000 (*г*), 1100 (*д*), 1200 °С (*е*)**

Проведенные исследования показали, что формирование защитного слоя $SiO_2$ на поверхности порошков дисилицида молибдена при окислении в интервале температур 700...1200 °С в течение 2 ч не происходит. Закономерно можно предполагать, что порошковые материалы на основе $MoSi_2$ испытывают ощутимые изменениям массы (объема) при нагревах в данный диапазон температур. Для снижения негативных тенденций при нагреве на данные температуры стоит рассматривать либо проведение предварительных отжигов при более высоких температурах, с целью создания сплошного защитного слоя $SiO_2$; либо варианты дополнительной защиты поверхности путем нанесения покрытий, например по CVD и PVD технологиям.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Berztiss D. A. Oxidation of MoSi2 and comparison with other silicide materials / C D. A. Berztiss, *et al.* // Materials Science and Engineering, 1992, V. 155. P. 165-181.
2. Zhenyang C. Oxidation behavior and microstructural evolution of a slurry sintered Si-Mo coating on Mo alloy at 1650 °C / C. Zhenyang // Surface and Coatings Technology 2017, V. 324. P. 182-189.
3. Knittel S. The oxidation behaviour of uniaxial hot pressed MoSi2 in air from 400 to 1400 °C/ S. Knittel, S. Mathieu, M. Vilasi // Intermetallics 2011, V. 19. P. 1207-1215.

# ОЦЕНКА ХИМИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ СПЛАВОВ Ti-Zr-Nb С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТРУКТУРНОЙ ЭНТРОПИИ

**Гусев А.Д., Маркова Г.В., Пермякова Д.В., Алимов И.А.**
*Тульский государственный университет, Тула, Россия*
*galv.mark@rambler.ru*

Используемые в технике сплавы, как правило, являются многокомпонентными системами. В случаях, когда изделия изготавливаются литьем, неизбежно формируется структура дендритной ликвации, характеризующаяся неоднородным распределением элементов, входящих в состав сплава. Альтернативной технологией, обеспечивающей минимальную химическую неоднородность, является порошковая металлургия.

Примеров влияния химической неоднородности на разнообразные свойства можно привести множество. Например, химическая неоднородность является причиной структурной неоднородности стали и, как следствие, неоднородности свойств. Неравномерное распределение углерода в стали даже в пределах марочного состава ведет к неоднородности твердости. Неравномерное распределение никеля способствует водородному охрупчиванию в стали AISI 304L [1].

Вместе с тем, проблема количественной оценки неоднородности до сих пор не решена. Главным образом неоднородность представляется с помощью картирования, т.е. визуальной картины распределения элементов. В некоторых случаях неоднородность характеризуют полуколичественно – с помощью балльной оценки. Используют также величину размаха концентраций компонента в разных точках объема. Примеров статистически обоснованной количественной оценки химической неоднородности в литературе немного. Прежде всего статистический подход используется для характеристики стандартных образцов (СО) [2], когда однородность материалов оценивается статистическими методами на основе результатов многократных измерений содержания исследуемого компонента в нескольких экземплярах образцов по схеме двухфакторного дисперсионного анализа. Однородность ($u_h$) вычисляют по формуле:

$$u_h = \hat{\sigma}_b \sqrt{\frac{m}{\Delta m}}, \quad (1)$$

где $\hat{\sigma}_b^2$ – дисперсия содержания аттестуемого компонента; $m$ - масса пробы; $\Delta m$ – наименьшая представительная проба СО.

В работе [3] за меру химической неоднородности принимали коэффициент вариации концентрации компонентов в 100 точках, равноудаленных друг от друга на поверхности шлифа:

$$V = \frac{\sqrt{D}}{C}, \quad (2)$$

где $D$ – дисперсия концентрации элемента, $C$ – средняя концентрация.

В патенте [4] предлагается довольно сложный комплексный метод оценки химической неоднородности материалов по статистическим характеристикам результатов рентгеноспектрального микроанализа и их обработки.

В данной статье авторы предлагают оценивать химическую неоднородность сплава с помощью достаточно простого расчета структурной энтропии.

Объектами исследования являлись порошки сплава Ti-18Zr-15Nb полученные методом гидридно-кальциевого синтеза по разным режимам. Температуры синтеза варьировались от 1000 до 1200 $^0$C, а продолжительность – от 0 до 10 часов. После каждого режима на сканирующем электронном микроскопе JSM7600F (JEOL, Japan) с системой микрорентгеноспектрального анализа (EDX, OxfordInstruments) получали не менее 20 локальных спектров элементного состава по Ti, Zr и Nb.

Расчет структурной энтропии проводили по формуле:

$$\Delta S_{\text{стр}j} = -R\int_0^{\infty} f(x_{ij})\ln f(x_{ij})dx_{ij}, \quad (3)$$

где $x_{ij}$ – величина *i*-го измерения локального значения химического состава исследуемого элемента *j*-ой серии замеров.

Полученные результаты показали (рис. 1,а), что характер изменения энтропии различен в зависимости от температуры синтеза. При низкой температуре относительная энтропия возрастает по всем элементам. При повышении температуры относительная энтропия уменьшается тем существеннее, чем выше температура синтеза. Для объяснения немонотонного изменения энтропии проанализировали данные фазового состава продуктов синтеза из работы [5] (рис.2). Видно, что повышение энтропии при низкой температуре обусловлено разнообразием фазового состава порошка и его химической неоднородностью.

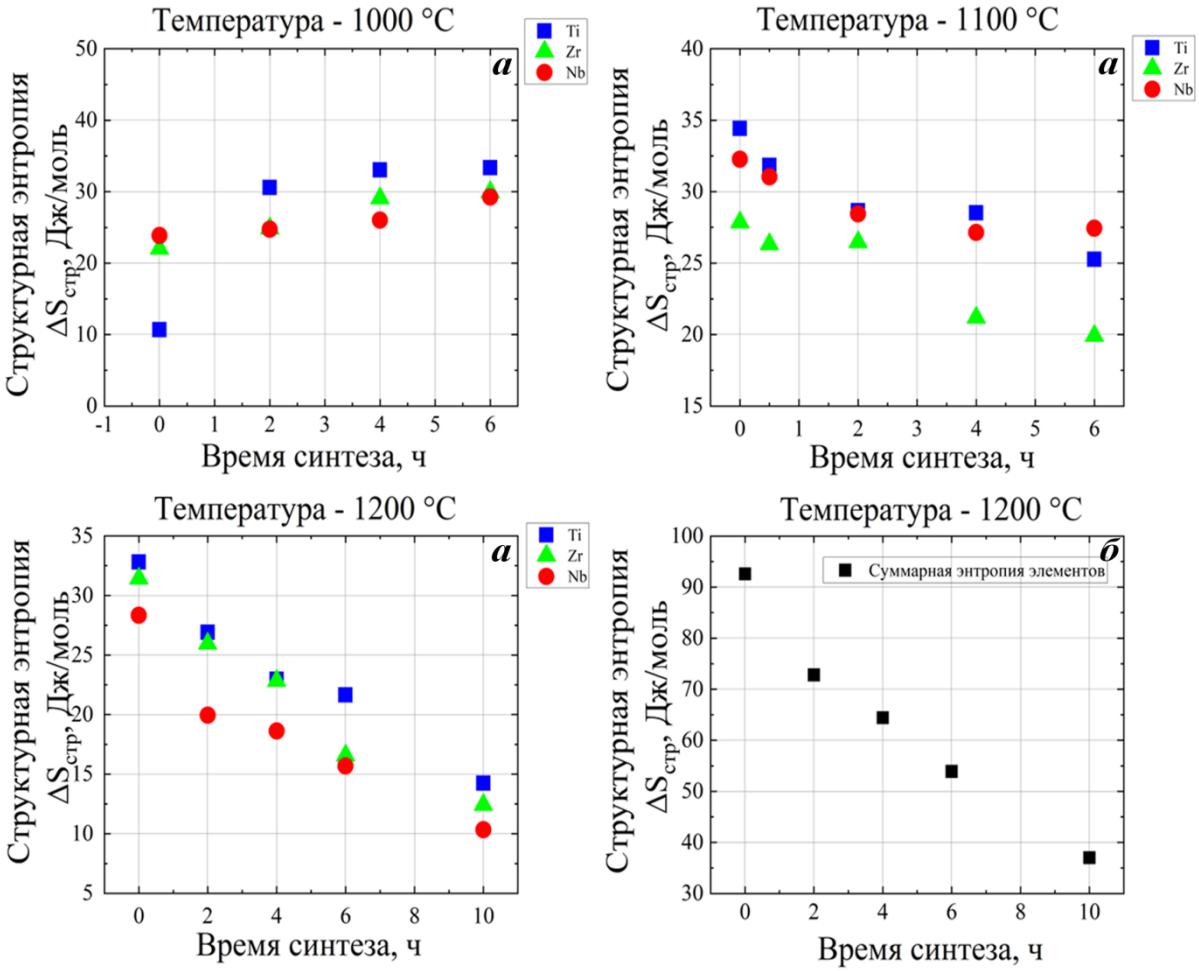



**Рисунок 1 – Изменение структурной энтропии элементов Ti, Zr, Nb сплава Ti18Zr15Nb в зависимости от режимов синтеза (а) и суммарная энтропия сплава при температуре 1200 $^0$C (б)**

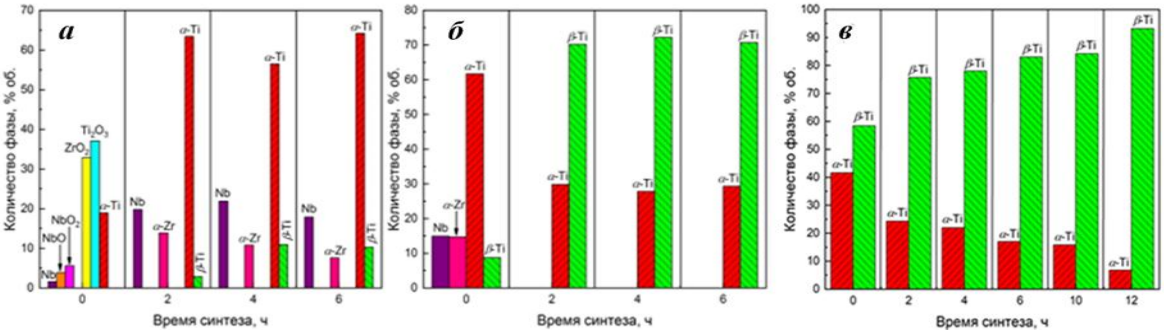



**Рисунок 2 – Влияние режима на фазовый состав продуктов гидридно-кальциевого синтеза при температуре: *а*) 1000 °C; *б*) 1100 °C; *в*) 1200 °C [2]**

При увеличении продолжительности синтеза в титане постепенно растворяются ниобий и цирконий, количество которых в виде отдельных фаз снижается. Вместе с тем, насыщение α-титана этими атомами сверх предела растворимости приводит к образованию твердого раствора на основе β-титана. Высокие температуры синтеза способствуют постепенному увеличению количества β-титана и его гомогенизации.

Суммарное рассчитанное значение энтропии синтезированного сплава Ti18Zr15Nb в зависимости от продолжительности синтеза показано на рис.1,б.

Показано, что химическая неоднородность сплавов может быть количественно охарактеризована с помощью расчета структурной энтропии по результатам локального химического анализа структуры.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Egels G., Roncery L.M., Fussik R. & al. Impact of chemical inhomogeneities on local material properties and hydrogen environment embrittlement in AISI 304L steels // International Journal of Hydrogen Energy. 43 (2018) 5206-5216.

2. Собина Е.П. и др. Алгоритмы оценивания однородности стандартных образцов состава и свойств дисперсных и монолитных материалов // Эталоны. Стандартные образцы. 2023. Т.19 №.3 С. 77-91

3. Мариева М.А., Шацов А.А. Прогнозирование концентрационной неоднородности порошковых магнитотвердых сплавов на основе системы Fe-Cr-Co-Mo и влияние добавок Sm на их магнитные свойства // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия – 2023;17(1). С.12-20.

4. Собко С.А., Титова О. В. Способ оценки неоднородности конструкционных материалов и отдельных неоднородных участков по содержанию химических элементов. Патент № 2730929 РФ, МПК G01N33/00, G01N 23/02. № 2020101519; Заявл.13.01.2020; Опубл. 26.08.2020, Бюл. № 24.

5. Маркова Г.В., Юдин С.Н., Алимов И.А., и др. Эволюция состава и морфологии порошка сплава Ti-18Zr-15Nb в процессе гидридно-кальциевого синтеза// Перспективные материалы. 2023 № 12. Стр 43-58

*Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 25-29- 20055, https://rscf.ru/project/25-29-20055/) и Комитета Тульской области по науке и инноватике.*

# ВЛИЯНИЕ ОДНО- И МУЛЬТИОСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

**Комаров В.С.[1,2], Карелин Р.Д.[1,2], Черкасов В.В.[2], Хмелевская И.Ю.[2], Андреев В.А.[1], Юсупов В.С.[1], Прокошкин С.Д.[2]**

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

[2] *Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия*

*vickomarov@gmail.com*

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана являются функциональными материалами, обладающими уникальным комплексом механических и функциональных характеристик. Данные сплавы получили широкое практическое применения и используются для изготовления различных устройств и конструкционных элементов общетехнического и медицинского назначения. Развитие науки и техники ведет к росту требований к уровню основных функциональных свойств данных сплавов. Для улучшения комплекса свойств СПФ Ti-Ni используют различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД). В данной работе в рамках развития возможности применения различных схем ИПД СПФ Ti-Ni проведено исследования влияния мультиосевой деформации по схеме abc-прессования в интервале температур 300-500 °С и ковки на структуру и свойства сплава Ti-50,8 ат. % Ni.

В результате проведения исследований, установлено, что abc-прессования заэквиатомного по никелю никелида титана в интервале температур 300-500 °С приводит к формированию субмикрокристаллчиеской структуры. С понижением температуры деформации происходит уменьшение среднего размера структурных элементов с 265 до 190 нм при накоплении степени истинной деформации *e* = 2.1. ABC-прессование при температуре 300 °С при переходе от А к ABC приводит к повышению температур прямого и обратного МП. Снижение температуры деформации с 500 до 300 °С как при А, так и при ABC- прессовании приводит к повышению интервала B2 → R превращения и к понижению температур прямого и обратного МП. При проведении abc-прессования увеличение твердости происходит с понижением температуры деформации и увеличением степени деформации. В результате abc-прессования при 300 °С (e = 2.1) было достигнуто наибольшее значение максимальной полностью обратимой деформации 10,4 %.

Установлены критические режимы ковки, приводящие к разрушению образцов СПФ Ti-Ni: температура деформации 300-350 °С является критической для проведения ковки образцов СПФ Ti-Ni заэквиатомного по никелю состава. Установлено, что ковка при температуре 400-500 °С с накопленной степенью деформации *e* = 1.4 приводит к формированию смешанной субмикрокристаллической и наносубзеренной структуры, тогда как после увеличения степени накопленной деформации до *e* = 2.6 при в сплаве формируется смешанная нанокристаллическая и наносубзеренная структура со средним размером структурных элементов 75 нм. Сформированная структура способствует увеличению значений максимальной полностью обратимой деформации до 10 % и более, что в несколько раз превосходит данное значение в образцах после контрольной обработки (4%) и показывает перспективность применения данного метода обработки с целью получения длинномерных прутков для использования в медицинской отрасли.

*Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания НИТУ МИСИС, шифр проекта FSME-2023-0006.*

# ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ

**Калиненко А.А., Никитин И.С., Мишнев Р.В., Малофеев С.С., Миронов С.Ю.**
*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия*
*kalinenko@bsuedu.ru*

Фрикционная перемешивающая сварка/обработка (ФПС/О) представляет собой инновационную твердофазную технологию получения сварных соединений или модификации поверхностного слоя в твердом виде, т.е. без перевода свариваемых материалов в расплав. Вследствие специфических особенностей данной технологии, свариваемый материал подвергается очень большим деформациям при относительно высокой температуре и высокой скорости деформации. Поведение материала в таких экстремальных условиях деформации изучено не очень хорошо, и поэтому микроструктурные исследования материалов, подвергнутых ФПС/О, представляют существенный академический интерес. Поскольку стали являются одним из наиболее широко используемых конструкционных материалов, ожидается, что использование ФПС/О технологии для их соединения может иметь большое практическое значение. Как следствие в данной области проводятся относительно интенсивные исследования.

Общепринятым мнением считается, что температура ФПС/О углеродистых сталей соответствует аустенитной области, а конечная микроструктура шва формируется в ходе мартенситного [1-3] или бейнитного [4] превращений, протекающих в ходе охлаждения материала до комнатной температуры. Однако в отдельных случаях отмечается снижение температуры ФПС/О до двухфазной (феррито-аустенитной) области. В результате, в сварном шве образуется очень дисперсная феррито-мартенситная микроструктура [5-7], обеспечивающая хорошее сочетание прочности и пластичности [8].

Несмотря на обширные исследования в этой области, микроструктурное поведение таких конструкционных материалов остается не вполне ясным. Чтобы внести свой вклад в эту важную работу, в настоящем исследовании была изучена эволюция зеренной структуры в ходе ФПО перспективной теплотехнической стали мартенситного класса. Для более глубокого понимания этого процесса был использован метод ориентационной микроскопии (в зарубежной литературе данный метод известен как «EBSD»).

В качестве материала исследования использовали экспериментальную сталь мартенситного класса с химическим составом Fe-0,1C-9,74Cr-2,9Co-1,9W-0,2V-0,11Mn-0,07Si-0,05Nb-0,01Al-0,008B-0,003N (вес. %). Термическая обработка исходной заготовки включала в себя нормализацию (отжиг при 1060°C в течение 1 часа) и отпуск (отжиг при 770°C в течение 3 часов) с охлаждением на воздухе. ФПО стальных листов осуществлялась на установке AccuStir 1004 фирмы General Tool Company с использованием твердосплавного инструмента на основе карбида вольфрама. Для исследования возможного влияния режимов обработки, а также длительности термического цикла, была проведена серия экспериментов в широком интервале скоростей вращения (от 300 об/мин до 1100 об/мин) и скоростей подачи рабочего инструмента (от 5 мм/мин до 760 мм/мин).

В результате, было установлено, что ФПО в условиях низкого тепловложения осуществлялась в двухфазной феррито-аустенитной области. Это привело к образованию мелкозернистой феррито-мартенситной микроструктуры с относительно высоким (до ≈40%) содержанием малоугловых границ. В ферритной фазе выявлено формирование текстуры простого сдвига типа D1/D2 {112}<111>. Было предположено, что процесс формирования микроструктуры определялся процессами большой пластической деформации ферритных и аустенитных зерен с последующим превращением деформированного аустенита в мартенсит.

ФПО в условиях высокого тепловложения осуществлялась в аустенитной области. В результате, формирование конечной микроструктуры определялось мартенситным превращением в ходе охлаждения обработанного материала до

комнатной температуры. Было обнаружено, что ориентационное соотношение между мартенситом и остаточным аустенитом несколько отклоняется от «классического» соотношения Курдюмова-Закса. Данный факт был, скорее всего, связан с формированием развитой субструктуры внутри аустенитных зерен и, таким образом, непостоянству кристаллографической ориентировки внутри них. Кроме того, была обнаружена выраженная селекция кристаллографических вариантов, имевшая место в ходе мартенситного превращения. В частности, было установлено образование вариантов с преимущественно большеугловой разориентировокой внутри исходных аустенитных зерен. Предположено, что селекция кристаллографических вариантов была обусловлена формированием выраженной кристаллографической текстуры, а также измельчению зеренной структуры в аустенитной фазе в ходе ФПО.

*«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-00138, https://rscf.ru/project/24-79-00138/», с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Xie G.M. et al. Effect of Rotation Rate on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded DP780 Steel // Journal of Materials Science & Technology. 2016. Vol. 32, № 4. P. 326–332.

2. Hua P. et al. Crystallography of Martensite in Friction-Stir-Welded 12Cr Heat-Resistant Steel // Metallurgical and Materials Transactions A. 2019. Vol. 50, № 7. P. 3158–3163.

3. Das H. et al. Comparison of microstructural and mechanical properties of friction stir spot welded ultra-high strength dual phase and complex phase steels // Materials Characterization. 2018. Vol. 139. P. 428–436.

4. Xie G.M. et al. Crystallography of the nugget zone of bainitic steel by friction stir welding in various cooling mediums // Materials Characterization. 2021. Vol. 182. P. 111523.

5. Rahimi S., Wynne B.P., Baker T.N. Development of Microstructure and Crystallographic Texture in a Double-Sided Friction Stir Welded Microalloyed Steel // Metallurgical and Materials Transactions A. 2017. Vol. 48, № 1. P. 362–378.

6. Falekari A. et al. Friction stir processing of thick tempered martensitic steels: Correlation between microstructure and mechanical properties // Materials Science and Engineering: A. 2022. Vol. 836. P. 142698.

7. Xue P. et al. Achieving ultrafine dual-phase structure with superior mechanical property in friction stir processed plain low carbon steel // Materials Science and Engineering: A. 2013. Vol. 575. P. 30–34.

8. Xue P. et al. Enhanced mechanical properties of medium carbon steel casting via friction stir processing and subsequent annealing // Materials Science and Engineering: A. 2016. Vol. 670. P. 153–158.

# СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ ИЗ РАЗРАБОТАННОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ

**Мушников А.Н.[1], Соболева Н.Н.[1], Веселова В.Е.[1], Вотинова Е.Б.[1,2], Березовский А.В.[1,2], Меркушкин Е.А.[1,2], Смоленцев М.С.[1,2], Кузнецов А.М.[1], Лапин М.В.[1], Смоленцев А.С.[1,2]**

[1]*Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия*

[2]*Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия*

*mushnikov@imach.uran.ru*

Электродуговая многослойная наплавка – аддитивная технология прямого подвода материала и энергии, в которой металлическая проволока оплавляется электрической дугой, и деталь формируется слой за слоем.

Проволоки из нержавеющих сталей аустенитного класса являются перспективными материалами при изготовлении деталей посредством электродуговой многослойной наплавки [1]. Аустенитные стали имеют хорошую пластичность и коррозионную стойкость, но низкую прочность. Повысить прочность может легирование азотом, приводящее к твердорастворному упрочнению [2]. Кроме того, аустенитные нержавеющие стали чувствительны к образованию горячих трещин при сварке, что может быть исправлено небольшим содержанием δ-феррита в структуре таких сталей [3].

В работе была разработана порошковая проволока для электродуговой многослойной наплавки, обеспечивающая формирование аустенитно-ферритной структуры наплавленного металла. Химический состав наплавленного металла, мас. %: 0,055 C; 0,43 Si; 5,0 Mn; 20,1 Cr; 4,1 Ni; 2,1 Mo; 2,9 Cu; 0,319 N.

Проведено сравнение характеристик наплавленных слоев из разработанной порошковой проволоки со свойствами стали AISI 321. Наплавленные слои опытного состава характеризовались большей микротвердостью, улучшенными прочностными характеристиками, при незначительном снижении пластических свойств, по сравнению со сталью марки AISI 321. Кроме того, наплавленные слои превосходят сталь AISI 321 по величине потенциала питтингообразования в искусственной морской воде. Структурное состояние наплавленных слоев является деформационно стабильным: в испытаниях на пластическое деформирование растяжением не обнаружено фазового превращения «аустенит-мартенсит».

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-20059 (https://rscf.ru/project/24-19-20059/) и Правительства Свердловской области.*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Jin W., Zhang C., Jin S., et al. Wire arc additive manufacturing of stainless steels: A review // Applied Sciences. 2020. Vol. 10. P. 270–286.

2. Wang Y., Wang Z., Wang W., Ma B. Effect of nitrogen content on mechanical properties of 316L(N) austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering: A. 2023. Vol. 884. Art. 145549.

3. Kazakov A.A., Oryshchenko A.S., Fomina O.V., et al. Controlling behavior of δ-ferrite in nitrogen-containing chromium–nickel–manganese steels // Inorganic Materials: Applied Research. 2017. Vol. 8. P. 817–826.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЛИСТОВЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СПЛАВА Hastelloy X, ПОЛУЧЕННЫХ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКОЙ С ПРИСАДОЧНЫМ МАТЕРИАЛОМ ХН80 И NA718

**Наумов С.В.[1], Панов Д.О.[1], Салищев Г.А.[1], Лукьянов В.В.[2]**
[1]*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия*
[2]*НПА «Технопарк АТ», г. Уфа, Россия*
NaumovStanislav@yandex.ru

Тонколистовые конструкции из никелевых жаропрочных сплавов нашли широкое применение в авиакосмической отрасли и энергетической промышленности. Одним из таких сплавов является NiCrFeMo сплав (Hastelloy X), обладающий сочетанием высоких свойств, а именно термической стойкостью, стойкостью к окислению и к коррозионному растрескиванию под напряжением при использовании в нефтехимических процессах. В тоже время для получения сварных соединений требуется применение доступных технологий и присадочных материалов. Широкое применение нашла аргонодуговая сварка (АДС) никелевых жаропрочных сплавов, однако выбор присадочных материалов, и, следовательно, режимов сварки для сплава Hastelloy X остается актуальной задачей. В данной работе рассмотрена возможность получения тонколистовых сварных соединений АДС с использованием различных присадочных материалов.

С целью проведения сварки пластин из сплава Hastelloy X толщиной 0,4 мм использовались горелка superflex EVO9RF-40 9 TIG RF с сварочным оборудованием flama TIG 200 AC/DC pulse, а также проволока диаметром 1,2-1,6 мм марки NA718 и ХН80. Определены оптимальные режимы сварки, где базовый ток составлял 10 А, ток в пике 15-30 А, модуляция по току 30 %, а частота импульсов варьировалась в пределах 5-70 Гц. После сварки сварные швы были подвергнуты термической обработке (ТО) 1175-1120 ℃ в течении 30 мин с быстрым охлаждением в воду. Определение дефектов сварных швов и идентификация структурных составляющих и химического состава проводились с использованием электронного микроскопа FEI Quanta 600 (BSE, EBSD, EDX) и рентгенографического контроля.

Исследования показали, что без и при использовании присадочных материалов в литом металле строчные включения фазы Лавеса с высоким содержанием Mo растворяются, образуя частицы размером 1-5 мкм. В области ЗТВ включения сохраняются, однако последующая ТО растворяет их как в области литого шва, так и в ЗТВ. При использовании проволоки NA718 микротвердость литого шва составляла 210±20 $HV_{0.2}$, что выше HV основного металла (200±10 $HV_{0.2}$), при использовании проволоки ХН80 микротвердость литого шва снижается до 180±20 $HV_{0.2}$. В сварных швах, полученных АДС без присадочных материалов, HV литого шва не изменяется (200±10 $HV_{0.2}$), однако в области ЗТВ повышается до 250 $HV_{0.2}$. Рентгенографический контроль показал отсутствие внутренних пор и трещин в сварных швах.

Предложенные технологические рекомендации АДС без присадочных материалов с отбортовкой кромок и с присадочными материалами на основе NiCr (ХН80) и NiFeCr (NA718) сплавов позволяют обеспечить получение качественных тонколистовых сварных соединений из сплава Hastelloy X.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Соглашение №19–79–30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

# ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШЕЙ ФОЛЬГИ СИЛУМИНОВ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ

**Гусакова О.В.[1], Рубаник В.В.[2], Шепелевич В.Г.[3]**
*[1]УО «Международный государственный экологический институт имени А.Д.Сахарова» Белорусского государственного университета, Минск, Беларусь,*
*[2] Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Беларусь,*
*[3]Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*
*Ol.gusakova@gmail.com*

Сплав Al-Si (силумин) представляет собой универсальный материал, нашедший применение в различных отраслях промышленности и быта. Его широкое использование обусловлено хорошими функциональными характеристиками: коррозионная стойкость, низкий коэффициент линейного расширения, высокая теплопроводность, а также значительная твердость при низкой плотности. Поэтому, несмотря на многолетнюю историю использования силуминов, работы, направленные на повышение качества сплава Al-Si активно продолжаются. Основная задача разработчиков заключается в измельчении и изменении формы включений эвтектического кремния от пластинчатой к равноосной или глобулярной. Основные пути решения данной задачи, это ведение различных модификаторов и увеличение скорости охлаждения расплава. Ранее в работах [1] было показано, что многокомпонентное легирование Mg, Mn, Fe, Ni, Cu обеспечивает измельчение зеренной структуры сплава Al-Si и уменьшение до нанометровых размеров включений эвтектического кремния.

Наибольшие скорости охлаждения расплава до $10^7$ К/с достигаются при получении фольги методом сверхбыстрой закалки из расплава (СБЗР). При этом термодинамические условия затвердевания зависят от толщины слоя расплава, и влияют на микроструктуру фольги. Поэтому актуальным является исследование микроструктуры и распределения элементов фольги силумина, легированного Mg, Mn, Ni, Cu (Al-Si-M) в зависимости от толщины.

В работе представлены результаты исследования фольги сплава Al-12,3Si-0,8Mg-0,2Mn-0,2Fe-0,9Ni-1,6Cu (цифры у элементов даны в масс.%). В методе СБЗР фольга получается при выплескивании расплава на внутреннюю поверхность вращающегося кристаллизатора. Расплав разделяется на капли различного объема, которые растекаются по поверхности и затвердевают, образуя чешуйки фольги. Размер чешуек зависит от объема капли. Длина чешуйки достигает десятка сантиметров, ширина 5-15 мм. Для небольших чешуек толщина равна 15-20 мкм, для больших до 200 мкм.

Исследование микроструктуры проводили на поперечном полированном сечении фольги с использованием СЭМ. Для выявления элементов микроструктуры проводили травление, направленное на удаление алюминия. Элементный состав определялся рентгеноспектральным микроанализатором в участках поперечного сечения фольги.

На рисунке 1 приведены СЭМ изображения микроструктуры в поперечном сечении фольги сплава Al-12,3Si-0,8Mg-0,2Mn-0,3Fe-0,9Ni-1,6Cu. Полученные результаты показывают, что микроструктура фольги зависит от её толщины. При толщине фольги до 20 мкм микроструктура однородна. При этом в микроструктуре тонкой фольги (до 10 мкм) выявляются дендриты, длина которых составляет несколько микрон. Формирование дендритов может начинаться из одного центра. При увеличении толщины фольги до 20 мкм кристаллизация протекает с образованием ячеистой микроструктуры. Ячейки вытянуты от стороны фольги, прилегающей к кристаллизатору (нижняя сторона рисунка) до свободно затвердевающей поверхности. Ориентация ячеек изменяется в различных участках, что сопряжено с изменением ориентации зерна, поскольку ячейки образуются при оттеснении примеси к малоугловым границам зерна [3].

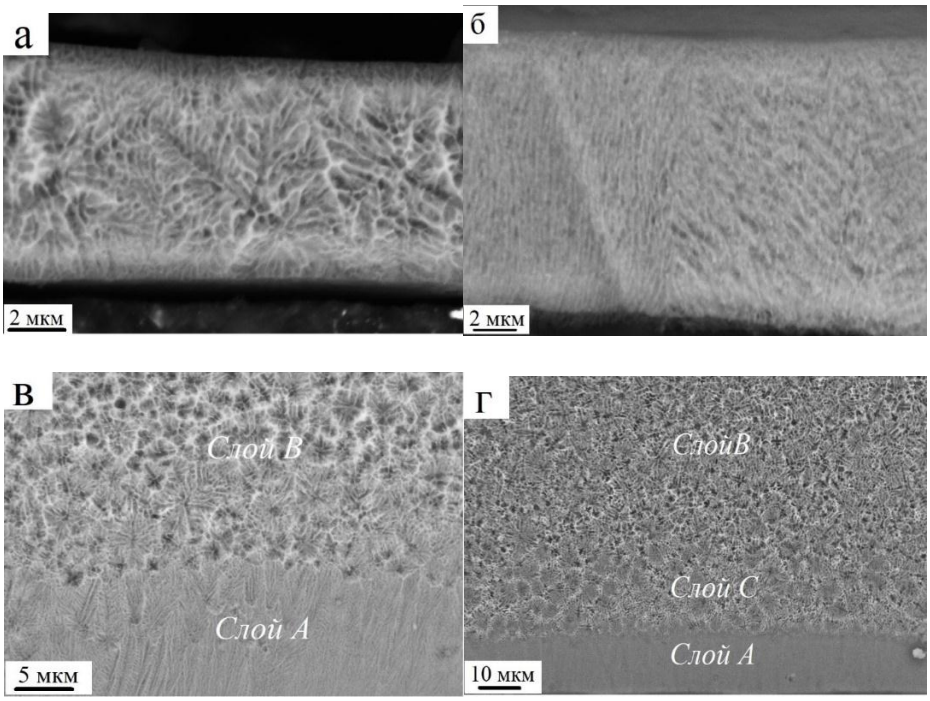



**Рисунок 1 – СЭМ изображения микроструктуры в поперечном сечении сплава Al-Si-MB зависимости от толщины фольги *δ*: а- *δ* = 8 мкм, б- *δ* = 15 мкм, в- *δ* = 30 мкм, г- *δ* = 70 мкм**

Повышение толщины фольги приводит к формированию слоистой микроструктуры. При толщине фольги порядка 30-50 мкм в микроструктуре присутствуют два слоя. Ячеисто-дендритный слой (слой А), прилегающий к поверхности кристаллизатора и слой сферических дендритов (слой В). При толщине фольги выше 50-60 мкм микроструктура фольги содержит три слоя. Как показано на рисунке 1г в микроструктуре слоя А наблюдается однородное распределение компонентов. Слой С содержит глобулярные образования с однородным распределение элементов. Слой В, занимающий основной объем фольги, затвердевает с образованием сферических дендритов первичного твердого раствора на основе алюминия, между ветвями которого находятся наноразмерные включения кремния.

В таблице представлены результаты исследования элементного состава слоев в трехслойной фольге (рис.1г).

**Таблица 1 – Элементный состав слоев фольги сплава Al-Si-M (δ=70 мкм)**

| | Концентрация элементов, масс.% | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Si | Mg | Mn | Fe | Ni | Cu | Al |
| Слой А | 12,4 | 0,8 | 0,2 | 0,2 | 0,8 | 1,6 | Остальное |
| Слой С | 12,2 | 0,8 | 0,3 | 0,2 | 0,9 | 1,7 | Остальное |
| Слой В | 12,2 | 0,9 | 0,2 | 0,3 | 0,8 | 1,8 | Остальное |

При анализе причин установленной зависимости микроструктуры фольги от толщины необходимо учитывать два фактора: глубину переохлаждения расплава, при которой начинается кристаллизация, и изменение термодинамических условий на границе раздела фаз твердое тело-расплав в процессе затвердевания.

Достигаемое переохлаждение расплава тем выше, чем больше скорость охлаждения расплава. При регулярном охлаждении расплава, когда температура расплава одинакова во всем его объеме, скорость охлаждения расплава *U* оценивается по формуле:

$$\mathrm{U} = \frac{\alpha(To - T\text{п})}{\mathrm{C}\rho\delta},$$

где α-коэффициент теплопередачи, $T_0$ – температура расплава, *Тп* – температура подложки, *С* и *ρ* – теплоемкость и плотность расплава, *δ*-толщина слоя расплава.

Коэффициент теплопередачи экспериментально не определяемый параметр. Он зависит от материала фольги и кристаллизатора, качества поверхности кристаллизатора, а также от прилегания расплава к поверхности кристаллизатора.

В методе СБЗР степень прилегания расплава к вращающейся поверхности зависит от толщины слоя расплава, поскольку действующая на кристаллизатор центробежная сила пропорциональна массе слоя расплава (его толщине). Кроме того, влияние неровностей поверхности кристаллизатора в большей степени сказывается при растекании тонкого слоя расплава. При осуществлении теплопередачи через микронный воздушный зазор α =1,5·$10^5$ Вт/$м^2$·К [2]. В связи с этим в фольге толщиной менее 10 мкм скорость охлаждения расплава, меньше, чем для фольги толщиной около 20 мкм. В условиях высокоскоростного затвердевания наноразмерные ячейки формируются в результате образования неустойчивостей на плоской границе раздела фаз, приводящей к оттеснению примесей к границам ячеек и выделений на них включений, что протекает при большей скорости кристаллизации, чем рост дендритов.

Повышение центробежной силы с ростом толщины фольги обеспечивает теплопередачу через электронные системы материала подложки и расплава. В таких участках коэффициент теплопередачи достигает значения $10^7$-Вт/$м^2$·К [3]. Поэтому скорость охлаждения расплава толщиной 100 мкм на порядок большей, чем при толщине 10 мкм. При этом в слое фольги, прилегающем к кристаллизатору, затвердевание начинается при более глубоком переохлаждении и протекает химически безразделительно [4]. Слоистая микроструктура фольги обусловлена изменением термодинамимческих условий на границе раздела фаз твердое тело-расплав в процессе кристаллизации.

Таким образом, установлено, что однородная микроструктура фольги сплава Al-Si-M характерна только для фольги толщиной до 20 мкм. Параметром, определяющим значение скорости охлаждения расплава, является коэффициент теплопередачи, значение которого растет с увеличением толщины фольги.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gusakova O., Shepelevich V., Alexandrov D., Starodumov I. Formation of the microstructure of rapidly solidified hypoeutectic Al-Si alloy. The European Physical Journal Special Topics. 2020;229:417–425. DOI: 10.1140/epjst/e2019-900136-9.

2. Калиниченко АС, Кривошеев ЮК. Определение глубины переохлаждения расплава и характера структурообразования при закалке из жидкого состояния. Литье и металлургия. 2001;3:60–65.

3. Марширов ВВ, Марширова ЛЕ. Численное моделирование затвердевания сплавов при интенсивном сопряженном теплообмене. Сибирский журнал индустриальной математики. 2013;16. № 4(56):111–120.

4. Гусакова ОВ, Шепелевич ВГ. Микроструктура и микротвердость сплава Al – Si, легированного Mg, Mn, Fe, Ni, Cu, при высокоскоростном затвердевании. Журнал Белорусского государственного университета. Физика. 2024;2:65 – 74.

# ФОРМИРОВАНИЕ ОДНОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ ГЦК ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni-Cr-V-B

**Базлов А.И.[1,2], Убыйвовк Е.В.[1], Занаева Э.Н.[1,2], Пархоменко М.С.[1,2]**
*[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
*[2]НИТУ МИСИС, Россия, Москва,*
*bazlov@misis.ru*

Аморфные сплавы, впервые созданные в 1960 году [1], получили широкое промышленное распространение изначально в качестве магнитомягких материалов [2–4], а с широким развитием носимой электронной техники и одновременным освоением промышленного производства малогабаритных деталей, методом литья под давлением – и в качестве конструкционных материалов [5]. Аморфное состояние, являясь наиболее метастабильным состоянием сплавов при комнатной температуре, вызывает большой научный интерес, претерпевая при нагреве – кристаллизацию, которая во многих случаях протекает через промежуточные метастабильные состояния, получения которых традиционными методами литья, термодеформационной и термической обработки затруднительно [6–10]. Кроме того, так как кристаллизация аморфной фазы происходит при относительно низких температурах (0.35-0.5 от $T_{пл}$), диффузионные процессы замедлены, что способствует формированию наноструктурного состояния, что оказывает значительный эффект как на магнитные свойства материалов [11–13], так и на механические [14–16]. Таким образом исследование процессов термической кристаллизации аморфных сплавов является одной из важных материаловедческих задач.

В начале 2000х годов были впервые получены многокомпонентные и высокоэнтропийные кристаллические сплавы, состоящие из пяти и более компонентов, в структуре которых при литье формируется однофазная структура твердого раствора с ОЦК или ГЦК решетками [17]. Высокоэнтропийные сплавы обладают замедленной диффузией, что обеспечивает возможность формирования наноструктурного и аморфного состояния [18–22]. Применение высокоэнтропийного подхода к выбору составов сплавов, подвергаемых закалке из жидкого состояния, привело к появлению большой группы сплавов, обладающих высокой стеклообразующей способностью [23]. Одним из классов аморфных многокомпонентных сплавов являются сплавы на базе поздних переходных металлов системы (Fe,Co,Ni)-B, целью разработки которых, является снижение содержания металлоидов в составе для повышения магнитных, механических и коррозионных свойств [24,25].

Данная работа посвящена исследованию фазовых превращений наблюдаемых при кристаллизации сплавов $(Fe_{0,25}Co_{0,25}Ni_{0,25}Cr_{0,125}V_{0,125})_{100-x}B_x$, где x=14, 17, 22 и 25. Слитки сплавов с номинальными составами выплавлялись в вакуумной дуговой печи с медным водоохлаждаемым тиглем и нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере аргона марки 5.5 (99,9995%). Быстрозакаленные ленты получали из выплавленных слитков методом литья на вращающийся медный диск с линейной скоростью поверхности 40 м/с. Толщина полученных лент составляет ~20 мкм, ширина ~1 мм.

Фазовый состав сплавов в закаленном состоянии и после термической кристаллизации проводился методом рентгеновской дифрактометрии. Структуру сплавов исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием микроскопов Zeiss Libra 200 и JEOL 2100. Характеристические температуры сплавов определяли с использованием дифференциального термического анализа при постоянной скорости нагрева равной 40 К/мин на калориметре Setaram Labsys. Нагрев проводили в атмосфере аргона марки 5.5 и тиглях из Al2O3.

В работе методом быстрой закалки из жидкого состояния получены сплавы системы Fe-Co-Ni-Cr-V-B и исследован процесс их термической кристаллизации. Установлено, что сплавы с 17 % и более содержания бора – обладают полностью аморфной структурой после закалки, сплав с 14% бора – в закаленном состоянии

обладает частично кристаллической структурой. Увеличение содержания бора в составе сплавов приводит к увеличению термической стабильности аморфной фазы к кристаллизации и стабилизации переохлажденной жидкости при содержании бора 25%. В сплавах с содержанием бора от 14 до 17 % наблюдается кристаллизация смеси многокомпонентных ГЦК и ОЦК фаз пересыщенных бором, из которых при высоких температурах выделяется борид $Me_3B_2$, что приводит к снижению микротвердости сплавов с ~1000 HV до 700 HV. При увеличении содержания бора структура сплавов после начальных стадий кристаллизации, представляет собой наноразмерную эвтектическую смесь многокомпонентной ГЦК фазы пересыщенного бором с боридом $Me_{23}B_6$, размерный фактор смеси и наличие большого количества твердого борида обеспечивает значительный рост микротвердости до 2000 HV, при этом отжиг при более высоких температурах приводит к выделению из твердого раствора боридом $Me_3B_2$ и снижению микротвердости сплавов. Показано, что сплавы системы Fe-Co-Ni-Cr-V-B имеют отличный от других аморфных высокоэнтропийных сплавов систем Me-B процесс кристаллизации, обусловленный растворением бора в многокомпонентной ГЦК фазе. Образование пересыщенного бором твердого раствора облегчается высокоэнтропийным подходом к выбору состава сплава, при этом добавление ванадия играет решающую роль. Высокое содержание растворенного бора в многокомпонентной ГЦК фазе, облегчаемое растворением по механизмам замещения и внедрения, остается стабильным вплоть до высоких температур из-за низкой скорости диффузии в многокомпонентных сплавах и сильно отрицательной теплоты смешения ванадия и бора.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-79-10055-П*

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. W. Klement, R. H. Willens, and P. Duwez, Nature 187, 869 (1960).
2. P. Duwez and S. C. H. Lin, J. Appl. Phys. 38, 4096 (1967).
3. G. Y. Chin and J. H. Wernick, in (1980), pp. 55–188.
4. A. Inoue and F. Kong, in Encycl. Smart Mater. (Elsevier, 2022), pp. 10–23.
5. C. Suryanarayana and A. Inoue, Bulk Metallic Glasses: Second Edition (CRC Press, 2017).
6. M. Ashby and A. Greer, Scr. Mater. 54, 321 (2006).
7. A. L. Greer, Science (80-. ). 267, 1947 (1995).
8. K. Sato, P. Sharma, Y. Zhang, K. Takenaka, and A. Makino, AIP Adv. 6, 055218 (2016).
9. E. N. Zanaeva, A. I. Bazlov, E. V. Ubyivovk, and D. A. Milkova, Phys. Met. Metallogr. 124, 537 (2023).
10. E. N. ZANAEVA and A. I. BAZLOV, Fiz. Mezomekhanika 27, (2024).
11. G. Herzer, Acta Mater. 61, 718 (2013).
12. N. V. Mushnikov, A. P. Potapov, D. A. Shishkin, A. V. Protasov, O. A. Golovnya, N. N. Shchegoleva, V. S. Gaviko, K. Y. Shunyaev, V. A. Bykov, Y. N. Starodubtsev, and V. Y. Belozerov, Phys. Met. Metallogr. 116, 663 (2015).
13. F. L. Kong, Y. Han, X. H. Wang, F. F. Han, S. L. Zhu, and A. Inoue, J. Alloys Compd. 707, 195 (2017).
14. A. Yu. Churyumov, A. I. Bazlov, A. N. Solonin, V. Yu. Zadorozhnyi, G. Q. Xie, S. Li, and D. V. Louzguine-Luzgin, Phys. Met. Metallogr. 114, 773 (2013).
15. G. E. Abrosimova, A. S. Aronin, Y. V. Kir'janov, T. F. Gloriant, and A. L. Greer, Nanostructured Mater. 12, 617 (1999).
16. J. Cheng, J. Wang, Y. Yun, J. Rui, W. Zhao, and F. Li, J. Alloys Compd. 803, 413 (2019).
17. D. B. Miracle and O. N. Senkov, Acta Mater. 122, 448 (2017).
18. T. R. Paul, I. V. Belova, and G. E. Murch, Mater. Chem. Phys. 210, 301 (2018).
19. V. Verma, C. H. Belcher, D. Apelian, and E. J. Lavernia, Prog. Mater. Sci. 142, 101245 (2024).
20. J. Huo, L. Huo, J. Li, H. Men, X. Wang, A. Inoue, C. Chang, J.-Q. Wang, and R.-W. Li, J. Appl. Phys. 117, 073902 (2015).

21. Y. Chen, Z.-W. Dai, and J.-Z. Jiang, J. Alloys Compd. 866, 158852 (2021).
22. L. Ma, L. Wang, T. Zhang, and A. Inoue, Mater. Trans. 43, 277 (2002).
23. H. Luan, K. Li, L. Shi, W. Zhao, H. Bu, P. Gong, and K.-F. Yao, J. Mater. Sci. Technol. 161, 50 (2023).
24. A. Inoue, A. Kitamura, and T. Masumoto, J. Mater. Sci. 16, 1895 (1981).
25. A. . Inoue, K. Kobayashi, M. Nose, and T. Masumoto, Le J. Phys. Colloq. 41, C8 (1980).

# ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СЕГНЕТОЭЛАСТИЧЕСКИХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ $BaTiO_3$

**Каманцев А.П.[1], Калашников В.С.[1], Кузнецов Д.Д.[1], Несоленов А.В.[1], Быбик М.С.[1], Амиров А.А.[2], Кузьмин Д.А.[3], Бычков И.В.[1,3]**

[1]*Институт радиотехники и электроники им. В.А.Котельникова РАН, Москва, Россия*
[2]*Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН, Махачкала, Россия*
[3]*Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия*
*kaman4@gmail.com*

Целью данной работы является экспериментальное изучение керамических сегнетоэластических сегнетоэлектрических материалов из семейства $BaTiO_3$, изучение в них фазовых переходов (ФП), исследование их физических и функциональных свойств, поиск в них ярких физических эффектов таких, как термо- и электроуправляемый эффект памяти формы (ЭПФ), электро- и эластокалорического и других эффектов.

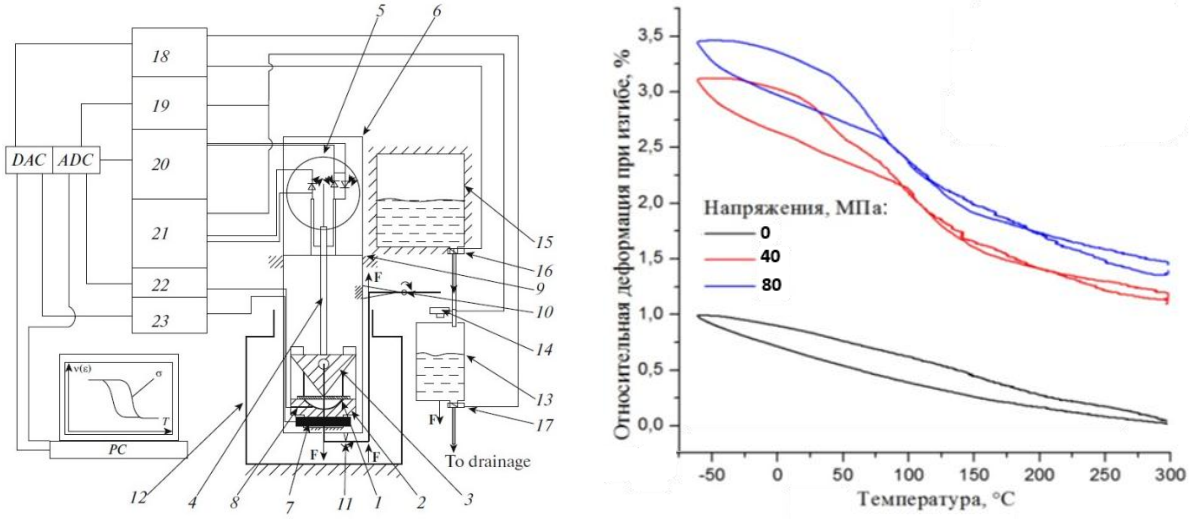
Важность исследования для различных областей техники особого класса кристаллических твердых тел – сегнетоэластиков обусловлена возникновением в них спонтанной деформации при ФП, разбиением кристалла на сегнетоэластические домены и динамикой доменных границ. Этот класс включает в себя и материалы из семейства $BaTiO_3$. При высокой температуре титанат бария имеет параэлектрическую кубическую структуру перовскита (*Pm3m*). При 393 K он переходит из кубической фазы в сегнетоэлектрическую тетрагональную фазу (*P4mm*). При этом самопроизвольно возникает деформация кристаллической решетки относительно исходной, и возникают сегнетоэластические домены (домены двойниковой ориентации - двойники), а в окрестности сегнетоэластического ФП наблюдаются аномалии ряда физических свойств материала. Разбиение кристалла на домены при этом соответствует минимуму упругой энергии кристалла [1].

Принцип работы испытательной установки основан на трехточечном изгибе исследуемого образца известного размера усилием F при переменной температуре t. Схема установки приведена на Рис. 1a. Установка состоит из: пуансона для прогиба образца 1 по трехточечной схеме деформации; оправки 2 и пресса 3 из высокопрочного титанового сплава Ti64; системы измерения степени прогиба образца, состоящей из оптического датчика перемещения 5, оснащенного ИК-светодиодом AL107, блока питания 21 и противоположно-параллельно соединенных фотодиодов BPW41N, подключенных ко входу операционного усилителя 20 A741HC; керамического стержня 4 с проволочной рамкой, расположенного на оптической оси между светодиодом и фотодиодами, передающего перемещение пресса 3 на преобразователь 5; системы измерения усилия, приложенного к образцу, состоящей из пьезоэлектрического датчика нагрузки 14 SMM2-K20 с диапазоном измерения до 196 Н, блока питания 21, датчика силы ±5 В и усилителя сигнала KR140 19 датчика нагрузки; системы нагружения образца постоянным усилием F, состоящей из стального стержня 9, равноплечевых блоков 10 и 11 из алюминиевого сплава D16 ASM AA2024, пластмассовых баков 13 и 15, заполненных водой, электромеханических клапанов 16 и 17, которые заливают воду в бак 13 и из него для приложения усилия F, и блока 18 для подачи питания на клапаны 16 и 17 и управления ими; системы контроля температуры образца, состоящей из термопары типа K 8, 40-ваттного нихромового нагревателя 7, сосуда Дьюара 12 с жидким азотом, блока питания 23 нагревателя и усилителя сигнала термопары AD518 22; системы сбора, обработки и отображения данных, состоящей из платы E14-140 L (АЦП–ЦАП) и персонального компьютера PC с индивидуальной программой управления.

Установка работает следующим образом: образец 1 в виде пластины размером не более 2,5 × 1 × 15 мм (ширина b × толщина h × длина L) помещают между оправкой 2 и прессом 3.

Результаты испытаний методом дилатометрии приведены на Рис 1b, в виде графиков при этом все образцы были доведены до разрушения, а момент разрушения соответствует последнему зафиксированному значению приложенного напряжения.

Полученные данные указывают на то, что структурный ФП имеет особенности, характерные для термоупругих мартенситных ФП. Структурный ФП сопровождается обратимыми деформациями в результате термоциклирования под действием постоянной механической изгибающей силы, вызывающей в образце напряжения до 80 МПа.




(a) (b)

**Рисунок 1 – (a) Схема трехточечной испытательной машины на изгиб для определения термомеханических свойств. (b) Кривые зависимости деформации от температуры и нагрузки для образцов сегнетоэластической керамики $BaTiO_3$, Вид аномалий на кривых имеет особенности, указывающие на ЭПФ.**

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда № 25-19-00942, *https://rscf.ru/project/25-19-00942/*

[1] Acosta M. et al. //Applied Physics Reviews. – 2017. – V. 4. – P. 041305.

# ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПАРАМЕТРОВ СПЛАВА Ti-15Mo НА ЕГО УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА

**Гатина С.А., Дьяконов Г.С., Семенова И.П.**
*ФГБОУ ВО Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия*
*Lana_gatina@mail.ru*

Титан и его сплавы широко применяются в медицине благодаря их высокой удельной прочности, биосовместимости и хорошему сопротивлению коррозии. При этом особый интерес вызывают метастабильные β-титановые сплавы, которые имеют низкий модуль упругости и не содержат токсичных химических элементов, по сравнению с наиболее популярным (α+β)-сплавом Ti-6Al-4V [1]. К таким сплавам относится сертифицированный для применения в медицине (ASTM F2066) Ti-15Mo, который упрочняется старением. Механические свойства сплава меняются в широком диапазоне в зависимости от фазового состава и размера структурных элементов. Сплав применяется либо в однофазном β-состоянии, в котором имеет самый низкий модуль упругости, либо в упрочненном двухфазном (α+β)-состоянии. Однако Ti-15Mo уступает по усталостным свойствам сплаву Ti-6Al-4V. Известно, что одним из эффективных методов повышения усталостных свойств сплавов за счет повышения прочности и сохранения удовлетворительной пластичности, является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) и наноструктуры методами интенсивной пластической деформации [2]. Целью данной работы было повышение усталостных свойств сплава Ti-15Mo в однофазном и двухфазном состояниях путем формирования в них УМЗ структуры равноканальным угловым прессованием.

Установлено, что уменьшение размера структурных элементов со 100 мкм в крупнозернистом состоянии (КЗ) до 250 нм и увеличение плотности кристаллических дефектов в однофазном β-состоянии позволяет повысить прочность сплава до 1450 МПа при сохранении пластичности 10 % и модуля упругости 80 ГПа, и как следствие увеличить предел выносливости до 600 МПа. Наноструктурирование сплава в двухфазном состоянии и уменьшение размера структурных элементов до 100 нм, увеличивает предел прочности до 1540 МПа при пластичности 10 % и приводит к рекордному повышению предела выносливости до 710 МПа, однако модуль упругости достигает значений модуля α-титана (110 ГПа). Таким образом формирование УМЗ и наноструктуры в сплаве Ti-15Mo методами ИПД позволяет достичь высоких механических свойств сплава, превосходящих даже свойства Ti-6Al-4V.

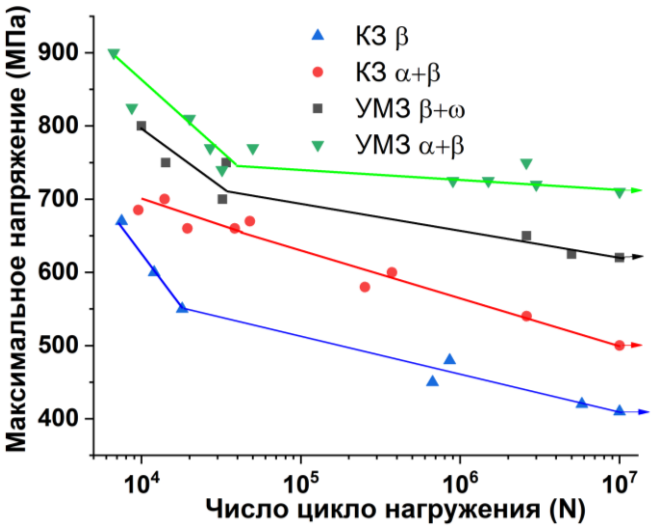



**Рисунок 1 – Усталостные свойства сплава Ti-15Mo в различных структурных состояниях**

*Работа выполнена в рамках проекта РНФ 23-79-00074, rscf.ru›project/23-79-00074/*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhang, L.-C., Chen, L.-Y. A Review on Biomedical Titanium Alloys: Recent Progress and Prospect// Adv. Eng. Mater. – 2019. – Vol. 21. – DOI:10.1002/adem.201801215

2. Gatina, S.A.; Polyakova, V.V.; Polyakov, A.V.; Semenova, I.P. Microstructure and Mechanical Properties of β-Titanium Ti-15Mo Alloy Produced by Combined Processing including ECAP-Conform and Drawing// Materials 2022, 15, https://doi.org/10.3390/ma15238666

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

**Черкасов В.В.[1], Комаров В.С.[1,2], Карелин Р.Д.[1,2], Неймантайте П.Г.[1], Осокин А.А.[1], Хмелевская И.Ю.[1], Прокошкин С.Д.[1]**
*НИТУ МИСИС[1], Москва, Россия*
*ИМЕТ РАН[2], Москва, Россия*
*cherkasov.vv@misis.ru*

Сплавы с эффектом памяти формы (СПФ) находят широкое применение в различных областях медицины и техники. Одним из перспективных представителей данного класса материалов является заэквиатомный по никелю сплав никелида титана (TiNi). Комплекс механических и функциональных свойств СПФ TiNi может быть значительно улучшен за счет формирования ультрамелкозернистой структуры путем проведения деформации по схемам интенсивной пластической деформации (ИПД).

В данной работе впервые была проведена мегапластическая деформация кручением (МДК) прутков заэквиатомного сплава TiNi в температурном интервале от 400 до 700 ºС соответствующему протеканию процессов динамической полигонизации.

По результатам проведения деформации было установлено, что критическая температура МДК ниже которой происходит разрушение материала составляет 400 ºС. Повышение температуры деформации до 450 ºС и выше позволило совершить 14 полных оборотов заготовки, что соответствовало накоплению истинной деформации $e$ = 4,3.

Анализ полученных рентгенограмм позволил установить, что при комнатной температуре все образцы находятся в высокотемпературной B2 фазе. По оценке ширины на полувысоте линии $110_{B2}$ было выявлено, что с повышением температуры деформации линия $110_{B2}$ сужается, что свидетельствует о снижении дефектности кристаллической решетки, за счет повышения пластичности материала. Полученные результаты также коррелируют с данными полученными в ходе измерения твердости, где наблюдается подобная тенденция снижения значений твердости с увеличением температуры деформации. Помимо этого, деформация по схеме МДК привела к повышению значений твердости материла по сравнению с контрольной обработкой (КО). При совершении 14 полных оборотов при 450 ºС твердость составила 290 ед. HV, что на 72 ед. HV выше чем после КО. По кривым дифференциальной сканирующей калориметрии было выявлено, что деформация по схеме МДК приводит изменению стадийности как прямого, так и обратного мартенситного превращения с B2-B19` на B2-R-B19`. Повышение температуры деформации привело к снижению температур начала прямого МП с 32 до 2 ºС для образцов после МДК при 400 и 700 ºС соответственно.

Оценка сформированного в процессе МДК структурного состояния проводилась при помощи просвечивающей электронном микроскопии. Средний размер элементов структуры после деформации при температуре ниже 500 ºС составлял менее 500 нм, что позволяет охарактеризовать полученную структуру, как ультрамелкозернистую. На полученных светлопольных и темнопольных изображениях также наблюдались многочисленные группировки параллельных кристаллов шириной от 20 до 50 нм и субмикронные границы B2-зерна. При переходе от периферийной зоны к центру образца наблюдалась тенденция увеличения размера структурных элементов, что связано с неравномерностью накопления деформации при деформации по схеме кручения.

Таким образом МДК является перспективной схемой ИПД, позволяющей формировать градиентную структуру в объемных заготовках СПФ TiNi.

*Данное научное исследование выполнено при финансовой поддержке государственного задания НИТУ МИСИС, шифр проекта FSME-2023-0006.*

# ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СПЛАВА ВТ6 ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

**Кузнецов В.П.[1], Корелин А.В.[1*], Каманцев И.С.[2], Корелин И.А.[1], Сергеев А.В.[1]**
*[1]Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия*
*[2]Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*
*[*]Email: a.v.korelin@urfu.ru*

Сплав ВТ6, относится к α + β титановым сплавам с высокими прочностными характеристиками, коррозионностойкостью и биосовместимостью [1]. Перспективным методом производства изделий из данного сплава являются аддитивные технологии. Данный метод позволяет изготавливать близкие к чистовому варианту изделия с меньшим числом отходов производства по сравнению с традиционными методами [2]. Однако, низкое качество поверхности деталей, произведенных методом селективного лазерного плавления, приводит к снижению усталостной долговечности [3].

Высокий уровень шероховатости негативно влияет на механические свойства, в особенности на усталостные свойства, а также на процесс зарождения и распространения трещин - трещиностойкость. Развитый микрорельеф служит концентратором напряжений и способствует зарождению трещин [4]. Повысить качество поверхности возможно при помощи различных методов поверхностной обработки, таких как галтовка и дробеструйная обработка. Перспективным методом поверхностной обработки является наноструктурирующее выглаживание. В статье В.П. Кузнецова и др. [5] представлены результаты экспериментальных исследований стали AISI 304. Установлено, что после точения и наноструктурирующего выглаживания параметр шероховатости поверхности Ra составляет порядка 380 нм, что соответствует 12 классу чистоты.

Целью работы является изучение влияния различных методов поверхностной пластической деформации на трещиностойкость образцов из сплава ВТ6, полученного методом прямого лазерного спекания.

Материалом исследования является сплав ВТ6 полученный методом прямого лазерного спекания на 3D принтере DMP Flex 350 из порошка марки ПТН-8.ВТ6 фракцией 15-45 мкм. Химический состав приведен в таблице 1.

**Таблица 1 – Химический состав порошка ПТН-8.ВТ6, мас. %**

| Ti | Al | V | Fe | O | H | N | C | Прочее |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Основа | 5,9 | 4,2 | 0,11 | 0,16 | 0,007 | 0,030 | 0,017 | До 0,3 |

С целью снятия напряжений после спекания была проведена термическая обработка образцов при температуре 850 ˚С в вакууме.

Дробеструйная обработка осуществлялась стеклянными шариками размером 40-80 мкм при давлении $6\times10^5$ Па. Наноструктурирующее выглаживание (НВ) проводилось инструментом со сферическим индентором из ПСТМ DBN радиусом R=2 мм при силе выглаживания $F_b$=300 Н, скорости скольжения $v_s$=20 м/мин и количестве рабочих проходов $n_p$=3 с подачей 0,04 мм/об.

Определение статической трещиностойкости исследованных материалов проводилось доломом образцов (с выращенной на ВРИ MIKROTRON усталостной трещиной) на сервогидравлической испытательной машине INSTRON 8801. В ходе долома фиксировались раскрытие берегов трещины и прикладываемое усилие на образцах, размеры и форма, которых представлена на рисунке 1.

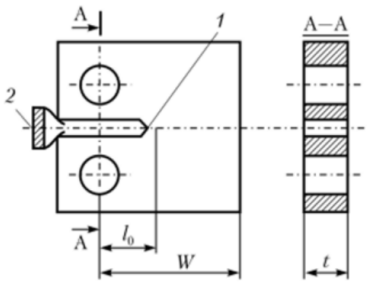



**Рисунок 1 – Прямоугольный компактный образец: 1 – трещина усталости; 2 – датчик раскрытия.**

Количественной характеристикой трещиностойкости материала является критический коэффициент интенсивности напряжений в условиях плоской деформации в вершине трещины $K_{C1}$. Его используют для определения связи между разрушающими напряжениями и размерами дефектов в элементе конструкции. В результате проведения испытаний на специальных образцах с предварительно выращенной усталостной трещиной определяли $K_{C1}$ по ГОСТ 25.506-85.

Выявлено, что после проведения поверхностной пластической деформации трещиностойкость образцов имеет определенные зависимости. Оптимальным методом поверхностной обработки является наноструктурирующее выглаживание.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ФГАОУ ВО «Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» (номер темы FEUZ-2024-0020) в молодежной лаборатории модификации поверхностей материалов. При исследованиях использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.*

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. M.J. Donachie Titanium: A Technical Guide (second ed.), ASM International, Materials Park, OH (2000)
2. R.R. Boyer An overview on the use of titanium in the aerospace industry Mater. Sci. Eng. A, 213 (1) (1996), pp. 103-114
3. E. Wycisk, A. Solbach, S. Siddique, D. Herzog, F. Walther, C. Emmelmann Effects of defects in laser additive manufactured Ti-6Al-4V on fatigue properties. Phys. Procedia, 56 (2014), pp. 371-378
4. Монография Научные основы повышения малоцикловой прочности / Н.А. Махутов, К.В. Фролов, М.М. Гаденин и др.; под ред. Н.А. Махутова; Ин-т машиноведения им. А.А. Благонравова РАН. – М.: Наука, 2006. – 623 с.
5. Kuznetsov V.P., Kosareva A.V. Increase of Wear Heat Resistance of the AISI 304 Steel Surface Layer by Multi-Pass Nanostructuring Burnishing // Journal of Materials and Engineering. 2023. V. 01. Iss. 2. pp. 55-61.

# СООТНОШЕНИЕ ВКЛАДОВ ДЕЙСТВУЮЩИХ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Zn-Cu С ДОБАВКАМИ НИКЕЛЯ И ЦИРКОНИЯ

**Тураева З.С.[1], Яковцева О.А., Котов А.Д., Михайловская А.В.**
*Университет науки и технологий МИСиС, Москва, Россия*
*E-mail: m1909900@edu.misis.ru*

Сплавы системы Al-Mg-Zn привлекают повышенное внимание исследователей ввиду их высокой прочности, и способности к сверхпластической деформации [1]. Эти материалы представляют особый интерес для аэрокосмической и автомобильной промышленности, где требуется изготовление сложнопрофильных деталей с высокими механическими характеристиками [2]. Показатели сверхпластичности сплавов в значительной степени определяются их химическим составом и микроструктурными особенностями, зависящими от режима термомеханической обработки [3].

Ключевыми легирующими элементами в сплавах 7XXX серии являются магний и цинк, которые вместе обеспечивают оптимальное сочетание прочности и пластичности. Магний (до 5-7%) образует твердый раствор с алюминием, существенно повышая склонность к динамической рекристаллизации [4]. Однако при содержании магния более 7% возможно образование хрупкой β-фазы ($Al_3Mg_2$), что негативно сказывается на пластичности и коррозионной стойкости сплава [5]. Цинк (4-9%) способствует формированию дисперсных интерметаллидных выделений фаз типа $MgZn_2$, которые значительно увеличивают прочностные характеристики после закалки и старения [6]. Важно соблюдать оптимальное содержание цинка, так как его избыток (более 2%) может привести к развитию межкристаллитной коррозии при отсутствии в составе меди или никеля [7]. При сверхпластической деформации действуют три механизма: зернограничное скольжение (ЗГС), которое для большинства сплавов является доминирующим, и дислокационная (ВДС) и диффузионная ползучесть (ДП), обеспечивающие аккомодацию ЗГС[11]. Ввиду последнего измельчение зеренной структуры является основным фактором определящим показатели сверхпластичности.

Особую роль в достижении сверхпластичного состояния сплавов играют малые добавки скандия и циркония. Скандий (0,1-0,5%) приводит к образованию наноразмерных частиц дисперсоидов $Al_3Sc$, которые эффективно стабилизируют зеренную структуру при повышенных температурах [8]. Цирконий (0,1-0,3%) образует дисперсные включения аналогичной фазы $Al_3Zr$[9]. Обе фазы стабилизируют зерненную структуру и расширяют температурный и скоростной интервал сверхпластической деформации[10].

Целью данной работы является исследование влияния содержания никеля и объемной доли частиц фазы $Al_3Ni$ на соотношение вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации при температурах 400°C и 440°C с постоянной скоростью деформации $1\times10^{-2}$ $с^{-1}$.

Исследуемые сплавы Al-4Mg-4Zn-0,8Cu-0,25Zr-1,9Ni и Al-4Mg-4Zn-0,8Cu-0,25Zr-3,8Ni были изготовлены в лабораторных условиях с использованием Al (99,99%), Zn (99,97%), Mg (99,97%), а также сплавов Al-18 мас.% Ni, Al-53,5 мас.% Cu и Al-5 мас.% Zr. Сплавы подвергали двухступенчатому отжигу: 450 °C в течение 3 часов и 500 °C в течение 3 часов. Сплавы подвергались горячей прокатке при температуре 420±20°C с общим обжатием 85% (с 20 до 3 мм) за десять проходов с последующей холодной прокаткой с общим обжатием 60% (с 3 до 1 мм) за шесть проходов. Для изучения механизмов сверхпластической деформации образцы предварительно подвергали растяжению на 100% (логарифмическая деформация 0.69) при температуре 440°C, затем на полированную поверхность методом фокусированного ионного пучка (ФИП) на микроскопе STRATA FIB-205 (FEI) наносили маркерные сетки размерами 35 × 35 мкм с шагом 3.5 и 1.5 мкм.

При исследовании действующих механизмов сверхпластической деформации методом маркерных сеток при постоянной скорости деформации $1\cdot10^{-2}$ $с^{-1}$ были выявлены различия в поведении сплавов при 400°C и 440°C и несущественные в зависимости от содержания никеля. В обоих случаях на поверхности формировались отдельные зерна и наблюдали частицы фазы $Al_3Ni$. При пониженной температуре (400°C) и деформации 0.76 наблюдали значительное смещение линий маркерной

сетки и развороты зерен, формировались узкие диффузионные зоны. При повышенной температуре (440°C) и степени деформации 0.82 разворот зерен менее интенсивен, а доля полосчатых зон выше. Соотношение вкладов действующих механизмов представлено в таблице 1.

**Таблица 1 – Вклады действующих механизмов сверхпластической деформации в исследуемых сплавах**

| | Деформация | ЗГС | Вклад ЗГС [%] | ВДС | Вклад ВДС [%] | Диффузионные/полосчатые зоны ДЗ | Вклад ДЗ[%] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 2Ni, 400° C | 0.69+0.08 | 0.049±0.003 | 61±6 | 0.016±0.002 | 21±4 | 0.010±0.003 | 13±4 |
| 2Ni, 440° C | 0.69+0.14 | 0.071±0.005 | 54±6 | 0.019±0.002 | 14±5 | 0.042±0.009 | 31±3 |
| 4Ni, 400° C | 0.69+0.08 | 0.039±0.003 | 62±5 | 0.017±0.002 | 23±4 | 0.009±0.002 | 12±4 |
| 4Ni, 440° C | 0.69+0.13 | 0.065±0.004 | 50±6 | 0.029±0.002 | 21±3 | 0.035±0.009 | 26±5 |

**Выводы**

Показано, что в сплавах Al-4Mg-4Zn-0,8Cu-0,25Zr с 1,9 и 3,8% Ni при сверхпластической деформации преобладает зернограничное скольжение (50-62%), вклад внутризеренной деформации составляет 14-23%, а полосчатых зон – 12-31%. Повышение температуры с 400°C до 440°C приводит к снижению доли зернограничного скольжения и росту доли диффузионных/полосчатых зон, что особенно выражено в сплаве с 1.9% Ni (с 12% до 31%). Увеличение содержания Ni правктически не влияет на долю зернограничного скольжения, при этом несколько увеличило вклад внутризеренной деформации на 5-7% и привело к уменьшению вклада диффузионных зон на 1-5%.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Яковцева, О.А. Влияние Sc/Zr на сверхпластичность сплавов Al-Mg-Zn / О.А. Яковцева, А.В. Михайловская // Физика металлов и металловедение. – 2019. – Т. 120, № 10. – С. 93–100. DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-93-100

2. Кищик А.А., Котов А.Д., Михайловская А.В. микроструктура и сверхпластичность сплава AL–MG–NI–FE–MN–CR-ZR с высокой скоростью деформации. Физика металлов и металлография. 2019. Т. 120. № 10. С. 1006-1013.

3. Мочуговский А.Г. Разработка алюминиевого сплава типа "Авиаль" с ультрамелкозернистой структурой для сверхпластической формовки: Отчет о НИР / РНФ № 09-205. - 2020-2022. - 150 с.

4. Lukyanova, E.A. Rare-earth enhanced Al-Mg alloys for aerospace / E.A. Lukyanova, A.O. Kuznetsov // Materials Science and Engineering: A. – 2024. – Vol. 895. – P. 146–158. DOI: 10.1016/j.msea.2024.146158

5. Yakovtseva, O.A. Effect of Sc/Zr on superplasticity of Al-Mg-Zn / O.A. Yakovtseva // Journal of Alloys and Compounds. – 2024. – Vol. 976. – P. 173–185. DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.173185

6. Petrov, A.A. High-speed superplasticity via additive manufacturing / A.A. Petrov // Additive Manufacturing. – 2024. – Vol. 82. – P. 103–115. DOI: 10.1016/j.addma.2024.103115

7. Zhu, A.W. Design of creep-resistant aluminum alloys / A.W. Zhu // Materials Science Forum. – 2002. – Vol. 396-402. – P. 1431–1436.

8. Kapranos, P. Thixoforming of wrought aluminium alloys / P. Kapranos // Materials Science Forum. – 2002. – Vol. 396-402. – P. 35–44.

9. Atkinson, H.V. Thixoforming of aluminium alloys / H.V. Atkinson // Materials Science and Engineering. – 2005. – Vol. 412. – P. 37–44.

10. Яковцева, О.А. Ni-alloyed Al-Zn-Mg-Cr for high-speed SPF / О.А. Яковцева // Materials & Design. – 2024. – Vol. 225. – P. 111532. DOI: 10.1016/j.matdes.2024.111532

11. Фридляндер, И.Н. Высокопрочные деформируемые алюминиевые сплавы / И.Н. Фридляндер. – М.: Металлургия, 2007. – 320 с.

# ОДНОРОДНОСТЬ МАКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ Cu-Cr-Zr-Y БРОНЗЫ ПОСЛЕ СЕРИЙНОЙ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

**Никитин И.С., Калиненко А.А., Малофеев С.С., Миронов С.Ю., Бодякова А.И.**
*Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), г. Белгород, Россия*
*nikitin_i_s@mail.ru*

Низколегированные бронзы относятся к материалам, имеющим ряд особенностей при формировании макро/микроструктуры и конечных свойств в процессе обработки трением с перемешиванием (ОТП). Последние связаны с возможностью получения бездефектных зон обработки в относительно широком интервале температур (0,4–0,7 $T_{пл.}$) [1-3], т.е. процесс ОТП может происходить при разнообразном сочетании термомеханических условий. При этом температурные условия определяют процессы выделения/растворения и укрупнения частиц упрочняющих фаз, а также контролируют размер динамически рекристаллизованных зерен, что отвечает за конечные свойства изделия. В работах [2, 4] было показано, что наилучшее сочетание механических и физических свойств бронз после ОТП достигается при температуре процесса около 0,4 $T_{пл.}$, т.е. при условиях, близких к температурам старения данных сплавов [5-8]. Большинство исследований по данной теме направлены на исследование влияния одного прохода ОТП при различных сочетаниях скорости вращения, скорости подачи и дизайна инструмента. Однако, при обработке реальных деталей, ОТП будет осуществляться в несколько проходов инструмента с определенным шагом между обрабатываемыми зонами. Учитывая высокую теплопроводность бронз, можно полагать, что в результате каждого из проходов близлежащие области будут нагреваться, т.е. будет происходить подогрев соседней области до ОТП, а также подогрев уже обработанной зоны, т.е. будет иметь место термоциклирование материала. Насколько известно авторам, влияние термоциклирования при ОТП на формирование макроструктуры и свойств бронз на данный момент слабо освещено в литературе, и таким образом данный вопрос требует тщательного изучения.

Целью данной работы является анализ термических циклов ОТП при различном шаге между проходами и оценка влияния величины шага и параметров термического цикла на формирование макроструктуры и электропроводности Cu-Cr-Zr-Y бронзы.

В качестве материала исследования была использована бронза Cu(осн.)-0,9%Cr-0,17%Zr-0,05%Y (в вес. %) в виде пластин толщиной 3 мм. Исходное состояние было получено путем закалки в воду с температуры 920°С (выдержка 1 час). Обработка трением с перемешиванием проводилась полусферическим инструментом с диаметром наконечника 5 мм и плоскими плечиками диаметром 12 мм, изготовленным из твердого сплава WC+Co. Эксперименты по ОТП были реализованы на установке AccuStir 1004 при скорости вращения инструмента 900 об/мин и скорости подачи 150 мм/мин с наклоном инструмента ≈2,5° и глубине внедрения плечиков 0,110-0,115 мм. В качестве подложки (материал под листом бронзы) использовался лист стали 09Г2С толщиной 6 мм. Было опробовано две схемы серийной обработки (по 3 прохода) с различным расстоянием между центрами проходов: 5 мм (без перекрытия зон перемешивания (ЗП) и 2,5 мм (с 50% перекрытием ЗП). Измерение температур (термические циклы) на краю ЗП проводилось с помощью термометра FLUKE 54 II B с использованием хромель-алюмелевых термопар. Во всех случаях температура измерялась на середине толщины листа. Макроструктура была исследована на поперечных шлифах с помощью оптического микроскопа Olympus GX71 после виброполировки на установке VibroMet™ 2 в суспензии OP-U в течение суток и последующего травления в электролите 95%$H_2O_2$+5%$H_2SO_4$. Измерение электропроводности осуществлялось с использованием установки Константа К-6 с шагом 1 мм.

Для упрощения иллюстрации различия температур в разных местах пластины, последние были представлены в безразмерном виде (T×100%)/$T_{макс.}$, т.е. величина в % относительно максимальной температуры на границе ЗП. Термоциклирование при

серийной обработке рассматривалось на примере первого прохода инструмента. Измерение термических циклов показало, что для величины шага между проходами h = 5 мм характерно следующее: (1) на месте будущего второго прохода материал разогревается до температуры ≈69% от $T_{макс.}$ и (2) на месте будущего третьего прохода материал разогревается до температуры ≈55% от $T_{макс}$. Для шага между проходами h = 2,5 мм было выявлено следующее: (1) на месте будущего второго прохода материал разогревается до температуры ≈85% от $T_{макс.}$ и (2) на месте будущего третьего прохода материал разогревается до температуры ≈65% от $T_{макс}$. Дальнейшее транслирование этих соотношений температур при увеличении количества проходов описывает процесс термоциклирования обрабатываемой пластины в следующем виде: 55%-69%-100%-69%-55% для h = 5 мм и 65%-85%-100%-85%-65% для шага h = 2,5 от максимальной температуры ОТП ($T_{макс.}$).

Исследование макроструктуры обрабатываемой области при различном шаге между проходами показало существенное различие в их строении. При h = 5 мм наблюдалось чередование полусферических областей, включающих в себя ЗП, зону термомеханического воздействия (ЗТМВ), которые были разделены между собой зонами термического воздействия (ЗТВ) с противоположной от обрабатываемой поверхности листа. Таким образом, имело место чередование зон обработки, перекрывавшиеся только в зоне воздействия плечиков. При h = 2,5 мм, обеспечивающим 50% перекрытие ЗП, макроструктура была представлена более однородной, без ярко выраженных ЗТМВ между проходами, при этом не наблюдалось необработанных областей между ЗП.

Серийная ОТП обеспечила повышение электропроводности листов в сравнении с исходным состоянием (44% IACS). При этом для различных шагов между проходами было характерно различное распределение электропроводности. В случае h = 5 мм наблюдалось трехмодальное распределение с интенсивностью максимумов 74-75% IACS и минимумов 68-71% IACS. В то время как для случая h = 2,5 мм было характерно наличие одного широкого пика интенсивностью 80% IACS. Т.е. меньший шаг между проходами обеспечивает более однородное распределение электропроводности. Отметим, что для h = 2,5 мм характерно превышение электропроводности на 5% IACS в сравнении с h = 5 мм. Это связано с более высокими температурами термоциклирования и, соответственно, большей интенсивностью процесса распада пересыщенного твердого раствора. Обнаружен еще один положительный эффект термоциклирования, позволяющий повысить электропроводность на 5-9% IACS – для случая одного прохода максимальное значение составило 71% IACS.

Таким образом, можно резюмировать основные результаты работы:

(1) Термоциклирование для шага h = 5 осуществляется по последовательности 55%-69%-100%-69%-55% и для шага h = 2,5 по последовательности 65%-85%-100%-85%-65% от максимальной температуры ОТП ($T_{макс.}$).

(2) ОТП с шагом между проходами h = 2,5 мм обеспечивает формирование более однородной макроструктуры, состоящей из перекрывающихся на 50% ЗП, в сравнении с шагом h = 5 мм, для которого характерно чередование ЗП, ЗТМВ разделенных ЗТВ.

(3) ОТП с шагом между проходами h = 2,5 мм обеспечивает повышение уровня электропроводности до 80% IACS в сочетании с более однородным ее распределением по сравнению с шагом h = 5 мм.

*«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00628, https://rscf.ru/project/24-29-00628/», с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Sakthivel T., Mukhopadhyay J. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper //Journal of Materials Science. – 2007. – V. 42. – №. 19. – V. 8126-8129.

2. Bodyakova A. I. et al. Effect of Friction Stir Processing on the Structure and Properties of the Low-Doped Cu–Cr–Zr Alloy //Physics of Metals and Metallography. – 2024. – Т. 125. – №. 11. – P. 1192-1200.

3. Никитин И. С. и др. Особенности обработки трением с перемешиванием термоупрочняемого медного сплава системы Cu-Cr-Zr-Y //XXIII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металловедов-молодых ученых. – Екатеринбург, – 2025. – С. 44-48.

4. Wang Y. D. et al. Enhanced combination of mechanical properties and electrical conductivity of a hard state Cu-Cr-Zr alloy via one-step friction stir processing //Journal of Materials Processing Technology. – 2021. – V. 288. – P. 116880.

5. Wang K., Liu K. F., Zhang J. B. Microstructure and properties of aging Cu–Cr–Zr alloy //Rare Metals. – 2014. – V. 33. – P. 134-138.

6. Khomskaya I. V. et al. Investigation of Cu5Zr particles precipitation in Cu-Zr and Cu-Cr-Zr alloys subjected to quenching and high strain rate deformation //Letters on Materials. – 2019. – V. 9. – №. 4. – P. 400-404.

7. Ma Y. et al. Influence mechanism of ageing parameters of Cu-Cr-Zr alloy on its structure and properties //Materials. – 2022. – V. 15. – №. 21. – P. 7605.

8. Khomskaya I. V. et al. The Effect of Chromium and Zirconium Alloying on the Structure and Properties of Submicrocrystalline Copper Alloys Obtained by Dynamic Channel-Angular Pressing //Physics of Metals and Metallography. – 2024. – V. 125. – №. 10. – P. 1156-1165.

# О ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ПРИ АЭРОДИНАМИЧЕСКОМ ЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

**Максименко Г.З.[1], Улитёнок А.О.[2]**
*[1]Академия ДНК-генеалогии, г. Москва, Россия,*
*[2]г. Могилёв, Беларусь, alexulinok@yandex. ru*

Во время аэродинамического звукового упрочнения (АДУ) проводят последовательно: нагрев до 300…320 °С с выдержкой в течение 1 часа, обработку звуком с частотой 140…170 Гц и последующий нагрев до 160°С с выдержкой в течение 1 часа. От звукового воздействия смещаются атомы кристаллической решетки, уменьшается плотность дислокаций, решетка приближается к идеальной и, поэтому увеличиваются ударная вязкость и предел прочности на изгиб, из-за чего повышается износостойкость твёрдого сплава. [1]

Научно обосновано, что от звукового воздействия не может и не происходит смещение атомов кристаллических решёток металлов и сплавов [2, 4, 5, 7-12,16, 20], снижение плотности дислокаций и приближения параметров кристаллической решетки к идеальной [19].

В целом научным сообществом обосновано отсутствие в [1] практической и научной значимости [4, 6-8, 9, 13, 14, 18, 20].

Однако, в [1] показано увеличение ударной вязкости и прочности на изгиб, сопровождающиеся увеличением износостойкости твёрдого сплава после его обработки методом АДУ.

Увеличение указанных свойств можно объяснить его недостоверностью в связи с не соответствующими действительности данными в [1] о воздействии звука на кристаллическую решетку твёрдого сплава [2-20]. Указанная недостоверность может быть подтверждена результатами НИР, выполненной в ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси», а именно, научно обоснованными экспериментальными данными об отсутствии изменений механических свойств чугуна [14, 18] при его обработке методом АДУ.

Ещё одним объяснением увеличения ударной вязкости и предела прочности на изгиб с увеличением износостойкости твёрдого сплава может быть то, что при АДУ происходит отжиг первого рода связующей кобальтовой матрицы твёрдого сплава, а именно, возврат. А отсутствие в [1] экспериментальных данных об изменении механических и эксплутационных свойств твердого сплава после его обработки только звуком, без термической обработки или только после термической обработки, без звукового воздействия, подтверждает, что сведения об изменении структуры кристаллической решетки твёрдых сплавов и его свойств от воздействия звука при АДУ не достоверны и, поэтому, не соответствуют действительности.

Отжиг, как термическая обработка в виде возврата был известен около 4000 лет назад [21, 22]. Его древние люди могли применять при многократной формообразующей холодной ковке, в частности, наконечников стрел и копий для их разупрочнения с целью устранения наклёпа. Это позволяло затем производить дальнейшее формообразование очередной ковкой этих наконечников.

Под действием термической обработки при АДУ происходит не упрочнение, а разупрочнение металлов и сплавов, поэтому термин «аэродинамическое звуковое упрочнение» не соответствует действительности.

ЛИТЕРАТУРА

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

2. Иванова Л. В. Об амплитуде колебаний атомов компонентов твердых сплавов при аэродинамическом воздействии // Литье и металлургия. 2023. №4. С. 131-132.

3. Карабанов Д. Р. Философский аспект основы теории аэродинамического звукового упрочнения // Литье и металлургия. 2023. № 1. С. 148- 148.

4. Лушпай С.А. Об энергии аэродинамического звукового воздействия // Литье и металлургия. № 3. С. 116-117.

5. Лушпай С.А. О проникновении энергии аэродинамического звукового воздействия в твердый сплав // Литье и металлургия. – 2024. – № 3. – С. 100–101.

6. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Влияние аэродинамического звукового воздействия на свойства твердых сплавов // Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы: материалы IV Междунар. науч. конф. / г. Витебск (март 2023 г.) / Под ред. В.В. Рубаника. - Минск: УП ИВЦ Минфина, 2023. С . 118-119.

7. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Влияние звука на упрочнение металлов и сплавов // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума (Минск, 21-23 августа 2023 г.) / под ред. В.В. Рубаника. - Минск: ИВЦ Минфина, С. 251-252.

8. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. О влиянии аэродинамического звукового упрочнения на свойства сплавов // Горная механика. 2023. № 3. С. 67-70.

9. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. О неэффективности аэродиномического звукового упрочнения (АДУ) твердых сплавов //Актуальные проблемы прочности: Материалы LXVIII междунар. Науч. Конф. / г. Витебск (27-31 мая 2024 года) / Под ред. В.В. Рубаника. - Минск: УП ИВЦ Минфина, 2024. С.83-85.

10. Стеценко В.Ю. О методе аэродинамического звукового упрочнения металлокерамических твердых сплавов // Литье и металлургия. 2022. № 4. С. 137-138.

11. Стеценко В.Ю. Расчет среднего звукового давления при обработке сплавов методом аэродинамического звукового упрочнения // Литье и металлургия. 2023. № 2. С. 136.

12. Стеценко В.Ю. Может ли звук упрочнять металлы и сплавы? // Литье и металлургия. 2023. № 3. С. 111.

13. Стеценко В.Ю. О перспективности метода аэродинамического звукового упрочнения сплавов // Литье и металлургия. 2023. № 4. С. 133-134.

14. Улитёнок А.О. Влияние метода аэродинамического звукового упрочнения на твердость чугуна // Литье и металлургия. 2023. № 1.С. 146-147.

15. Улитёнок А.О. Явления в кристаллической решетке при аэродинамическом звуковом упрочнении // Литье и металлургия. 2023. № 2. С. 141-142.

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

17. Улитёнок А. О. Расчет энергии аэродинамического звукового воздействия на атомы кристаллической решетки // Литье и металлургия. – 2024. – № 2. С. 170–172.

18. Улитёнок А.О. Об отсутствии влияния аэродинамического звукового воздействия на прочностные свойства серого чугуна //Актуальные проблемы прочности: Материалы LXVIII междунар. Науч. Конф. / г. Витебск (27-31 мая 2024 года) / Под ред. В.В. Рубаника. - Минск: УП ИВЦ Минфина, 2024. С.76-77.

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

20. Улитёнок А.О. Об энергии аэродинамического звукового и ультразвукового воздействия на металлы и сплавы // Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы (ТА2025): V Международная научная конференция, Тольятти, 19–21 мая 2025 года: сборник материалов / отв. ред. Д.Л. Мерсон. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2025. – С.85-86.

21. Максименко, Г. З. Велесова книга. Веды об укладе жизни и истоках веры славян. – М.: Концептуал, 2023. – 672 с.

22. Максименко Г.З., Улитёнок А.О. Кто такие металлурги и литейщики Аркаима? // Литье и металлургия. – 2024. – № 3. С. 102–103.

# АНОМАЛИИ УПРУГОГО ПОВЕДЕНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ФАЗЫ В СПЛАВАХ Ti-Zr-Nb С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

**Дубинский С.М.[1], Баранова А.П.[1], Маркова Г.В.[2], Прокошкин С.Д.[1], Зеленина А.И.[3,4], Колотова Л.Н.[5], Стариков С.В.[6], Коротицкий А.В.[1], Базлов А.И.[1], Браиловский В.[7]**

*[1]Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия*

*[2]Тульский государственный университет, Тула, Россия*

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

*[4]Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия*

*[5]Национальный исследовательский университет "Высшая школа экономики", Москва, Россия*

*[6]Междисциплинарный центр моделирования перспективных материалов, Рурский университет, Бохум, Германия*

*[7]Высшая технологическая школа, Монреаль, Канада*

*dubinskiy.sm@misis.ru*

Метастабильные титановые *β*-сплавы системы Ti-Zr-Nb с памятью формы чаще всего рассматривают как перспективные материалы для биомедицинского применения. Однако ранее было обнаружено аномальное упругое поведение высокотемпературной *β*-фазы в некоторых сплавах этой системы. Так было обнаружено постоянство модуля упругости в широком интервале температур (элинварное поведение) в сплаве Ti-22Nb-6Zr (ат.%) с памятью формы при охлаждении в интервале температур от 550 до 150 °C. Были предложены различные физические механизмы, объясняющие элинварное поведение, в том числе компенсирующие нормальную температурную зависимость модуля упругости: (1) взаимодействие магнитных доменов; (2) фазовые превращения; (3) предпреходные явления; (4) высокая плотность дислокаций; (5) анизотропия упругих модулей низкосимметричной кристаллической решетки; (6) уникальное межатомное взаимодействие, присущее кристаллической решетке конкретного состава. С помощью физических экспериментов с крутильным маятником, измерения магнитных свойств, рентгенодифракционных исследований, механических испытаний и атомистического моделирования упругих свойств было показано, что обнаруженное в сплаве Ti-22Nb-6Zr аномальное упругое (элинварное) поведение не является результатом магнитных взаимодействий, фазовых превращений, предпереходных явлений, высокой плотности дислокаций или низкой симметрии кристаллической решетки, а свойственно этому сплаву благодаря специфическим атомным упругим взаимодействиям. Таким образом, обнаруженное элинварное поведение при охлаждении является внутренним свойством кристаллической решетки *β*-фазы в сплаве Ti-22Nb-6Zr. Это было подтверждено в рамках классического атомистического моделирования кристаллической решетки *β*-фазы в сплаве Ti-22Nb-6Zr, где было показано, что упругие константы $c_{11}$, $c_{12}$ и $c_{44}$ имеют низкую температурную чувствительность. Такая низкая температурная чувствительность приводит к элинварному поведению модуля упругости в приближении Войта в исследуемом интервале температур, которое наиболее близко к реальному поведению титановых *β*-сплавов. В тоже время, отсутствие элинварного поведения при нагреве связано с выделением и растворением изотермической $\omega_{iso}$-фазы. Полноценное (двухстороннее: как при нагреве, так и при охлаждении) собственное элинварное поведение может быть получено в сплаве Ti-22Nb-6Zr в широком диапазоне температур от 150 до 550 °C ($\Delta$T=400 °C) при скорости нагрева-охлаждения 8-9 °C/мин и выше для подавления образования *ω*-фазы при нагреве. Такое поведение с температурным коэффициентом $f_r^2 \approx 10^{-5}$ °C$^{-1}$ является стабильным, повторяемым и не зависит от структурного состояния *β*-фазы, независимо от того, содержит ли она полигонизованную дислокационную субструктуру или бездефектную рекристаллизованную структуру. В сплаве Ti-22Nb-6Zr в наблюдаемых условиях такое элинварное поведение не сопровождается инварным поведением. Элинварное поведение, аналогичное по абсолютной величине $f_r^2$ и его температурной стабильности наблюдаемому в СПФ Ti-22Nb-6Zr, наблюдали в стабильном *β*-сплаве Ti-50Nb в двух узких температурных диапазонах ($T_{комн.} \leftrightarrow 180$ °C и

370↔550 °C), разделенных неэлинварным диапазоном. В метастабильных неупорядоченном *β*-Ti-18Zr-15Nb и B2-упорядоченном Ti-50,0Ni СПФ элинварное поведение не обнаружено. Описанное элинварное поведение, существование которого было подтверждено не только физическими экспериментами и численным моделированием, но и механическими испытаниями, представляет не только фундаментальный интерес, но и практическую значимость для высокотемпературных приложений.

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

# МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{49,8-x}Cu_x$

**Бикбаев Р.М.[1], Реснина Н.Н.[1], Беляев С.П.[1], Базлов А.И.[2]**
*[1]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия*
*[2]Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия*
*e-mail: BikbaevRM@yandex.ru*

Целью данной работы явилось исследование мартенситных превращений и функциональных свойств литых сплавов $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{49,8-x}Cu_x$, где x = 1, 5 и 10 ат.%. Образцы были получены с помощью вакуумно-дуговой плавки в защитной среде аргона. Из полученных слитков были вырезаны плоскопараллельные пластины толщиной 0,8 мм, из которых вырезали образцы для растяжения. Кроме этого, из слитков были вырезаны образцы для исследования мартенситных превращений методом дифференциальной сканирующей калориметрии. В образцах исследовали псевдоупругое поведение, изменение деформации при охлаждении и нагревании под постоянной нагрузкой через полный интервал мартенситного превращения и эффект памяти формы после деформации в мартенсите.

Полученные результаты показали, что в образцах, в которых концентрация меди была 1 и 5 ат. %, при охлаждении и нагревании происходит B2↔B19’ мартенситное превращение. Увеличение концентрации меди до 10 ат.% приводит к тому, что наблюдается стадийное B2↔B19↔B19’ превращение. Кроме этого, увеличение концентрации меди приводит к снижению температур прямого превращения в B19’ фазу (из B2 или B19 фаз) и обратного превращения из B19’ фазы в B19 или B2 фазу.

Для исследования эффекта памяти формы и обратимой памяти формы, образцы деформировали растяжением до заданной деформации, разгружали и подвергали циклу нагрев – охлаждение. Величину заданной деформации варьировали от 1 до 12 %. Показано, что во всех образцах величина эффекта памяти формы после деформации в мартенсите не превышает 6 %, а эффект обратимой памяти формы 3 %. Увеличение концентрации меди до 10 ат.% приводит к уменьшению максимальной необратимой деформации с 1,6 % до 0,5 %, что связано с повышением предела текучести.

Для исследования изменения деформации при охлаждении и нагревании под постоянной нагрузкой, образцы охлаждали и нагревали в диапазоне температур мартенситных превращений под напряжением, величину которого варьировали от 50 до 400 МПа. Обнаружено, что вне зависимости от концентрации меди и типа мартенситных превращений, максимальная обратимая деформация составляет 5,6 % и наблюдается при 150 МПа в образце $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{39,8}Cu_{10}$ и 200 МПа в сплавах $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{48,8}Cu_1$, $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{44,8}Cu_5$.

Для исследования эффекта псевдоупругости, образцы деформировали с промежуточными разгрузками при температурах от $A_f$ до $A_f$+50 °C. В образцах с концентрацией меди 1 и 5 ат.%, наблюдается частичный псевдоупругий возврат деформации при разгрузке. Увеличение концентрации меди до 10 ат % позволяет наблюдать совершенную псевдоупругость при температуре 70 °C. Величина псевдоупругого возврата деформации уменьшается с ростом температуры испытания.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (№ 23-19-00280).*

# ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫХОДА В ИНТЕРВАЛ СТАРЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ω-ФАЗЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

**Баранова А.П., Страхов О.В., Дубинский С.М., Чеверикин В.В., Елисеева О.-Л.В., Омельчук Т.А., Прокошкин С.Д.**

*Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия*

*baranova.al.pavlovna@yandex.ru*

Титановые сплавы с памятью формы (СПФ) системы Ti-Nb-Zr зарекомендовали себя как перспективные конструкционные материалы для нагруженных частей медицинских имплантатов благодаря уникальному сочетанию повышенной биосовместимости и коррозионной стойкости в среде биологических жидкостей, низкого модуля упругости и нелинейного сверхупругого поведения. Одним из потенциальных путей улучшения сверхупругого поведения является дисперсионное упрочнение сплава за счет выделения частиц «изотермической» *ω*-фазы. Данный способ представляет особый интерес, так как не требует пластической деформации и может быть использован для материалов, полученных методами аддитивных технологий и пористых структур. Упрочнение СПФ Ti-22Nb-6Zr является важной практической задачей, для реализации которой необходимо изучить особенности кинетики образования изотермической $\omega_{iso}$-фазы.

Проведены исследования влияния термических маршрутов выхода в интервал старения и источников микромикродеформации на скорость $\beta\rightarrow\omega_{iso}$ превращения и функциональные свойства сплава Ti-22Nb-6Zr (ат. %), подвергнутого холодной прокатке с истинной деформацией $e$=0,3 и последующему отжигу при 600˚С, 30 мин для получения полигонизованной дислокационной субструктуры *β*-фазы, с помощью рентгеновской дифрактометрии, сканирующей электронной микроскопии методом дифракции отраженных электронов и статических и циклических испытаний на растяжение до разрушения при комнатной температуре. Выход в температурный интервал формирования $\omega_{iso}$-фазы осуществляли по трем схемам: быстрый нагрев после быстрого (в воде) и медленного (2,5 град./мин) охлаждения, медленный нагрев после медленного охлаждения. Старение осуществляли при температурах от 300 до 375 ˚С с выдержкой в течение 5 минут и 3 часа.

Проведена оценка влияния скорости охлаждения и нагрева до температуры старения и времени выдержки, а также микромикродеформации до и после старения на кинетику $\beta\rightarrow\omega_{iso}$ превращения. Установлены зависимости влияния $\beta\rightarrow\omega_{iso}$ превращения на функциональные свойства сплава Ti-22Nb-6Zr в полигонизованном субструктурном состоянии *β*-фазы.

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

# ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА И РЕЖИМОВ ВЫХОДА В ИНТЕРВАЛ СТАРЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ω-ФАЗЫ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

**Страхов О.В., Баранова А.П., Дубинский С.М., Чеверикин В.В., Елисеева О.-Л.В., Омельчук Т.А., Прокошкин С.Д.**
*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва, Россия*
strakhov.ov@misis.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) системы Ti-Nb-Zr зарекомендовали себя перспективными материалами за счёт нелинейного сверхупругого поведения, которое идентично костной ткани. Сверхупругость является функциональным свойством и реализуется за счёт обратимого термоупругого мартенситного превращения кристаллической решётки *β*-фазы в решётку *α”*-фазы. Для достижения необходимого комплекса механических и функциональных свойств в сплавах с памятью формы применяется термомеханическая обработка (ТМО), включающая в себя прокатку с последующим, отжигом и/или старение. Термомеханическая обработка может приводить к образованию изотермической *ω*-фазы, как и старение. Изотермическая *ω*-фаза не принимает прямого участия в мартенситном превращении, но способствует изменению механических и функциональных свойств за счет дисперсионного упрочнения. В настоящее время отсутствует системный подход к изучению кинетики образованию *ω*-фазы, а также её влияния на механические и функциональные свойства СПФ, что требует проведения дополнительных исследований.

Исследование проведено на сплаве с памятью формы Ti-22Nb-6Zr (ат. %) в рекристаллизованных состояниях с крупным и мелким размером зерна. Сплавы были подвергнуты старению при температурах 300 ºС и 375 ºС в течение 5 минут, а также имели несколько вариантов выхода в интервал старения. Кинетика формирования ω-фазы была исследована методом рентгеновской дифракции. С целью анализа влияния уровня микронапряжений в исходных структурных состояниях на образование *ω*-фазы проведено исследование микродеформаций в сплаве методом дифракции обратнорассеянных электронов. Для оценки влияния режимов предварительного старения, а также температуры старения на механические свойства сплава проведены статические механические испытания на разрыв.

В результате проведенных исследований подтвердилась гипотеза, что уровень начальных микронапряжений является наиболее важной движущей силой для образования изотермической *ω*-фазы. Различие в исходных условиях предварительного старения приводит к существенному различию в особенностях *β→ω* превращения. Установлены причины, по которым исходное структурное состояние способствует подавлению образования изотермической *ω*-фазы. Доказано, что скорость и температура охлаждения-нагрева ускоряет образование изотермической *ω*-фазы за счёт диффузионного механизма, а условия охлаждения-нагрева способствуют изменению механических свойств сплава, даже без видимого образования *ω*-фазы.

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

# ПЛАСТИЧНОСТЬ И АКУСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТРУКТУРНОГО ПЕРЕХОДА

**Макаров С.В., Плотников В.А., Гаврикова Д.А.**
*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия*
*makarov@phys.asu.ru*

При деформировании поликристаллов алюминиево-магниевого сплава в мягкой схеме нагружения в широком интервале температур наблюдается монотонный и скачкообразный характер накопления деформации, которые можно трактовать как прерывистую ползучесть [1]. Эти особенности деформационного поведения металлов коррелируют с акустической эмиссией, сопровождающей процесс накопления деформации при высоких температурах: монотонное накопление деформации, сопровождается низкоамплитудной акустической эмиссией; скачкообразное накопление деформации характеризуется высокоамплитудными единичными сигналами акустической эмиссии [2].

Проявление закономерностей прерывистой текучести и акустической эмиссии в алюминиево-магниевых сплавах есть следствие волновой природы деформации. Волна деформации, распространяясь от концентратора напряжений, стимулирует образование полос деформации и акустическую эмиссию. Прерывистая текучесть есть характерный отклик алюминиево-магниевых сплавов на механическое нагружение, являющаяся следствием эффекта Портевена –Ле Шателье [3].

Другим проявлением прерывистой текучести является прерывистая ползучесть (или эффект Савара-Массона [4]), наблюдающийся в тех же сплавах на кривых ползучести в виде последовательности скачков деформации величиной до 1 мкм. Установлено, что даже при комнатной температуре прерывистая ползучесть развивается как спонтанная потеря механической устойчивости путем зарождения и распространения по поверхности образца полос макролокализации деформации, сопровождающейся формированием деформационного скачка величиной в несколько процентов.

Образцы подготовлены из пластины сплава АМг6, вырезали образцы в виде стержней длиной 300 мм, в которых были сформированы области локализации деформации диаметром 4 мм и длиной 30 мм. Образцы предварительно отжигали при температуре 500 $^0$С в течение 1 часа и охлаждали с печью.

Механическое нагружение, измерение деформации, температуры и среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии проводили с помощью лабораторной установки.

В ходе роста нагрузки от нуля до 200 МПа можно выделить монотонную область накопления деформации и область, где наблюдается преимущественно скачкообразное накопление деформации. Монотонное накопление деформации сопровождается монотонным нарастанием среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии, деформационные скачки сопровождаются высокоамплитудными дискретными сигналами акустической эмиссии, причем наблюдается корреляция между скачком деформации и высокоамплитудным акустическим импульсом. Вклад монотонного накопления мал и составляет около 2 %, в то время как прирост деформации величиной около 19 % осуществлен за счет макроскопических деформационных скачков.

В то же время в неизотермическом цикле (рис. 2) в ходе нагрева примерно до 520 $^0$С и в условиях действия нагрузки 120 МПа накопление деформации и акустическая эмиссия существенно другие.

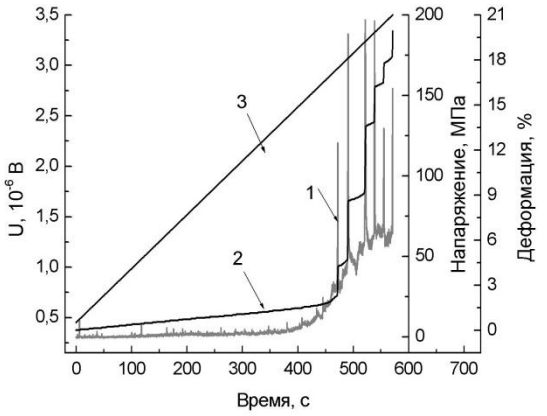



**Рисунок 1 – Акустическая эмиссия (1) и накопление деформации (2) в цикле изотермического нагружения (200$^0$С) образца из сплава АМг6 возрастающей нагрузкой до 200 МПа.**

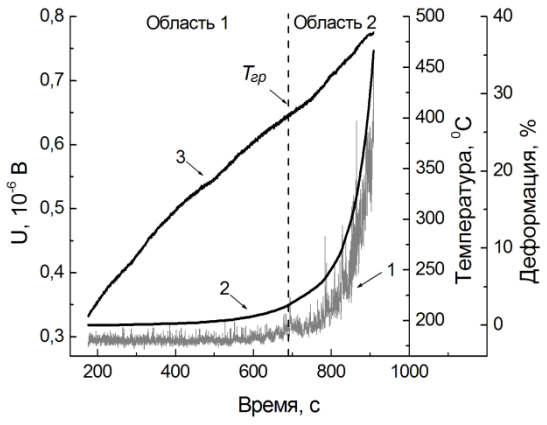



**Рисунок 2 – Акустическая эмиссии (1), температура (2), накопление деформации (3) при нагреве образца АМг6 в условиях действия постоянной нагрузки 120 Мпа..**

При нагреве нагруженного образца наблюдается два участка накопление деформации (рис. 2 область 1 и область 2). В низкотемпературной области 1 в температурном интервале 20 - 400 $^0$С монотонному накоплению деформации величиной примерно 3 % соответствует акустическая эмиссия, характеризуемая монотонным нарастанием среднеквадратического напряжения акустической эмиссии при нагреве. В высокотемпературной области 2 при температуре около 400 $^0$С ($T_{гр}$) характер накопления деформации и акустической эмиссии меняется: быстрому накоплению деформации соответствует активный рост амплитуды среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии. Это может свидетельствовать, что в области 2 после 400 $^0$С активизируется новый механизм накопления деформации, который становится основным. Этот механизм можно трактовать как квазискачкообразный (деформационные скачки в эксперименте не разрешаются), обеспечивающий основной вклад в накопление деформации (в данном случае до 37%).

Температурная точка перехода от низкотемпературной области 1 к высокотемпературной области 2 величиной около 420 $^0$С на рис. 3 определяет переход от низкоскоростного накопления деформации к высокоскоростному. Скорость накопления деформации в первом температурном интервале (в области 1) почти в четыре раза меньше скорости накопления в области 2. Однако такой переход возможен лишь при механическом напряжении не ниже 90 МПа. Совокупности этих данных позволяет трактовать переход из области 1 в область 2 как деформационный структурный переход, а указанные выше значения температуры, механического напряжения и колебательной энергии акустической эмиссии как критические параметры такого перехода. То есть деформационный структурный переход в ходе термомеханического нагружения материала есть результат совместного действия тепловых флуктуаций, статических смещений поля напряжений и динамических смещений поля стоячих акустических волн, сформированных первичными сигналами акустической эмиссии на естественных резонаторах деформируемого объема образца [5].

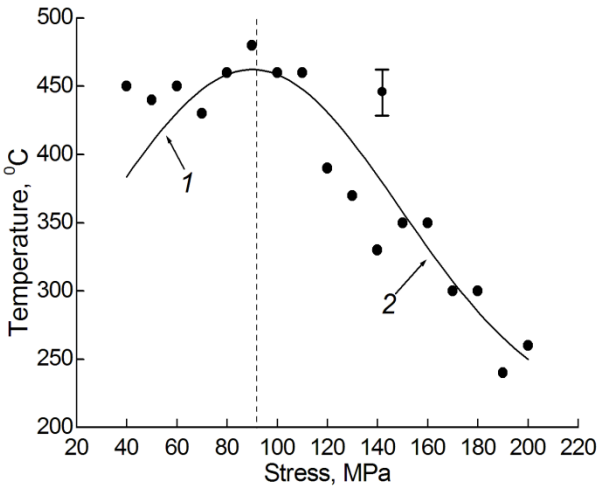



**Рисунок 3 – Зависимость граничной температуры перехода из области 1 в область 2 от механического напряжения в циклах термомеханического нагружения.**

Деформационный структурный переход является переходом от накопления деформации, контролируемой термически активируемым переползанием дислокаций, к накоплению деформации, контролируемой зернограничным процессом производства полных решеточных дислокаций на тройных зернограничных стыках.

Для реализации деформационного структурного перехода температура, механическое напряжение и колебательная энергия акустического поля стоячих волн, сформированное первичными сигналами акустической эмиссии должны достигать критических значений: температура должна быть в интервале 470 – 250 $^0$C, механическое напряжение – в интервале 90 – 200 МПа, колебательная энергия стоячих волн акустической эмиссии – не ниже 30 $10^{-12}$ $В^2$с. Причем чем выше механическое напряжение, тем ниже критическая температура.

Макроскопически деформационный структурный переход представляет собой переход от монотонного накопления деформации к скачкообразному или квазискачкообразному и является результатом совместного действия тепловых флуктуаций, статических смещений и динамических колебательных смещений стоячих звуковых волн, сформированных на естественных резонаторах в области локализации деформации образца.

Скачкообразное (или квазискачкообразное) накопление деформации в высокотемпературной области сопровождается высокоамплитудной акустической эмиссией, что приводит к формированию глобального макроскачка. Такой характер деформации свидетельствуют о высокой корреляции элементарных деформационных актов, где акустическая эмиссия выступает как фактор корреляции, а макроскопический масштаб корреляции определяет длина акустической стоячей волны.

ЛИТЕРАТУРА

1. V.A. Plotnikov, S.V. Makarov. Technical Physics Letters. 34, 255 (2008), DOI: 10.1134/S1063785008030231.

2. V.A. Plotnikov, S.V. Makarov. Phys. Met. Metallogr. 105, 395 (2008), DOI: 10.1134/S0031918X08040133.

3. A. Portevin, F. Le Chatelier. Seances Acad. Sci. 176, 507 (1923).

4. A.P. Masson. Annals of Chemistry and Physics. 3, 451 (1841).

5. S.V. Makarov, V.A. Plotnikov, M.V. Lysikov. Fundamental problems of modern materials science. 3, 309 (2016).

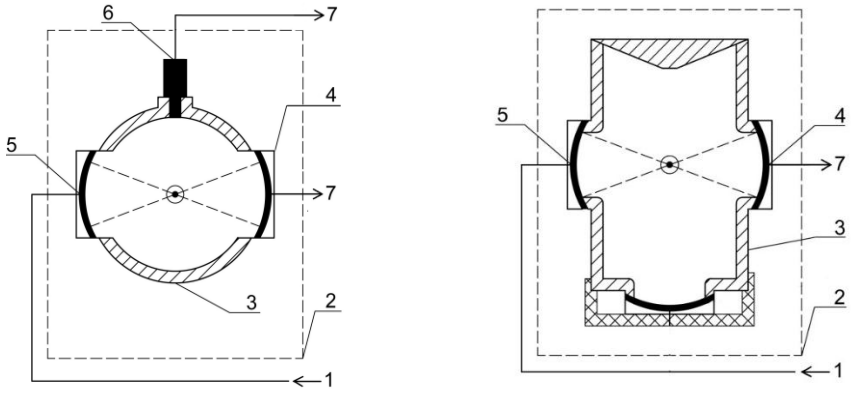
# ИМПУЛЬСНОЕ МОДУЛИРОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ПОЛЯ КАК МЕТОД УПРАВЛЕНИЯ ДИНАМИКОЙ РАЗВИТИЯ КАВИТАЦИИ

**Дежкунов Н.В., Минчук В.С., Дежкунов Т.А., Олешук И.Е.**
*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники*
*г. Минск, Республика Беларусь, dnv@bsuir.by*

Явление образования, пульсаций и захлопывания микропузырьков газа в поле переменного давления – кавитация [1] - ключевой фактор множества ультразвуковых технологий, включая технологии обработки и получения материалов. В качестве примеров новых применений ультразвука в кавитационном режиме можно отметить получение графена из графита и обработку суспензий нанотрубок.

В данной работе показано, что кавитация в импульсном поле не возникает одновременно с включением ультразвука (УЗ), а с некоторой задержкой во времени $\Delta t$. Исследование проводилось в импульсном фокусированном поле с использованием установки, описанной в работах [2, 3]. Рабочая емкость представляет собой цилиндр из нержавеющей стали диаметром 100 мм и высотой 160 мм (рис. 1).

На уровне фокального пятна излучателя установлен световод, по которому свечение (звуколюминесценция – ЗЛ), генерируемое в кавитационной области, попадает на вход фотоумножителя Phillips XP1110. Для регистрации выходных сигналов фотоумножителя L и пьезоприемника H использовался двухканальный осциллограф Hewlett Packard 54601A.



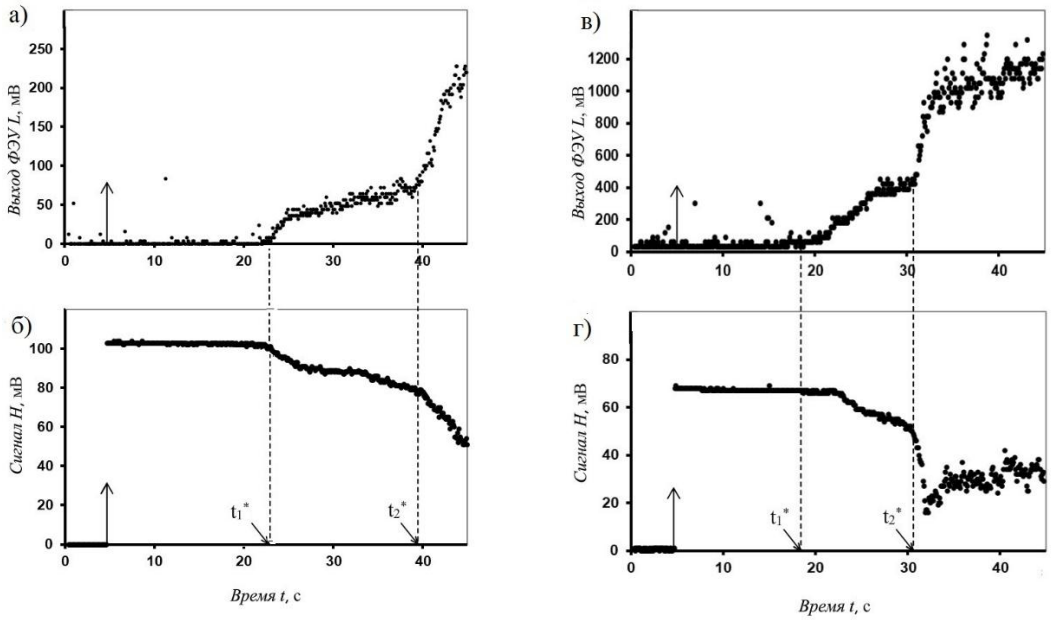

**Слева вид сверху, справа вид сбоку. 1 – от генератора, 2 – светонепроницаемый короб, 3 – рабочая емкость, 4 – приемник, 5 – излучатель, 6 – фотоумножитель, 7 – к осциллографу.**

**Рисунок 1 – Схема. рабочей емкости с излучателем, приемником и фотоумножителем**

На рисунке 2 представлены зависимости H (t) и L(t) для различающихся условий воздействия ультразвуком (левый и правый столбцы). Одновременно с включением ультразвука выходной сигнал гидрофона H (рис. 2б и 2г) увеличивается скачком и затем некоторое время остается постоянным. Интенсивность импульсов ЗЛ на выходе фотоумножителя при этом в среднем не превышает уровня фоновых импульсов.

Для случая, представленного в левом столбце (рис. 2а, 2б) примерно на 23-й секунде возникает свечение, одновременно H начинает уменьшаться, очевидно, вследствие увеличения поглощения ультразвука.

Т.е. в данном случае время задержки от момента включения ультразвука до момента возникновения сонолюминесценции составляет примерно 23 секунды. До 39-й секунды L медленно увеличивается, а H также медленно уменьшается. что связано с увеличением объёмной концентрации нестационарных пузырьков в кавитационной области.




**$P_A$ = 2, 4 МПа, T = 300 мс, τ = 3 мс, (рис 2а, 2б); $P_A$ = 1,5 МПа, T = 30 мс, τ = 3 мс, (рис 2в, 2г); q = 22 ± 1,5°C, $P_A$ – амплитуда звукового давления. Момент включения ультразвука отмечен стрелкой вверх**

**Рисунок 2 – Динамика развития кавитационной в импульсном поле**

На следующей стадии развития кавитации наклон зависимостей L(t) и H(t) меняются скачком, что указывает на переход к новому состоянию кавитационной области. Этот переход отмечен штриховой линией при $t = t_2^*$. Качественно аналогичная картина наблюдается и при других параметрах импульсов (правый столбец).

Варьируя длительность и период следования импульсов ультразвука можно управлять динамикой развития кавитационной области в широких пределах. Это открывает новые возможности для исследования кавитации и уточнения ее роли в воздействии мощным ультразвуком на физико – химические процессы в жидкостях.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сиротюк, М. Г. Акустическая кавитация / М. Г. Сиротюк. М.: Наука, 2008.

2. Гаврилюк, В. С. Исследование акустической кавитации: результаты, практическая реализация и перспективы развития / В. С. Гаврилюк, Н. В. Дежкунов, А. В. Котухов, В. А. Колтович, В. С. Минчук, М. П. Федоринчик, Е. А. Курлюк // Доклады БГУИР. – 2024. – Т. 22 , № 2. – С. 92–104.

3. Котухов, А. В. Комбинированный метод исследования акустической кавитации / Котухов А. В., Гаврилюк В. С., Минчук В. С., Дежкунов Н. В. // Доклады БГУИР. – 2020. – Т. 18, № 4. – С. 80–88.

# ВЛИЯНИЕ ЗАРЯДОВЫХ КОМПЕНСАТОРОВ НА ВХОЖДЕНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ АКТИВАТОРОВ В ЛАЗЕРНЫЕ КРИСТАЛЛЫ $ZnWO_4$

**Лис Д.А.[1], Зимина Ю.И.[1,2], Субботин К.А.[1,2], Титов А.И.[1], Волков П.А.[3], Павлов С.К.[1,2], Жариков Е.В.[1]**

*[1]Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук*

*[2]Российский Химико-Технологический Университет им. Д.И.Менделеева*

*[3]ЦКП НИЦ «Курчатовский институт» – ИРЕА*

*Москва, Россия, lisdenis@mail.ru*

Представляемая работа посвящена исследованию возможности повышения механической твердости и трещиностойкости моноклинных кристаллов RE:$ZnWO_4$ (RE – трехвалентные редкоземельные активаторы) со структурой вольфрамита, а также коэффициентов вхождения RE – ионов в структуру кристаллов путем подбора оптимального вида и концентрации зарядового компенсатора. Кристаллы $ZnWO_4$ являются перспективными лазерными матрицами для RE-активаторов. Для этих кристаллов характерны все важнейшие преимущества, типичные и для кристаллов молибдатов и вольфраматов других структурных классов (шеелиты, кристаллы типа KGW и т.д.), а именно, высокие пиковые сечения спектральных полос РЗИ и значительное неоднородное уширение этих полос. Это очень удобно для полупроводниковой диодной накачки лазеров на основе данных кристаллов, а также для генерации ультракоротких лазерных импульсов в режиме синхронизации мод и для получения плавно перестраиваемой по частоте лазерной генерации на данных кристаллах.

Но, в дополнение к этому кристаллы семейства вольфрамитов ($ZnWO_4$ и $MgWO_4$) характеризуются также сильными кристаллическими полями на RE-ионах, что дает значительное штарковское расщепление основного состояния данных активаторов. Это очень важно для RE-активаторов, работающих по трехуровневой или квази-трехуровневой схемам, поскольку дает возможность резкого снижения порога генерации и получения эффективной генерации, малочувствительной к нагреву активной среды в процессе работы лазера.

Кристаллы $ZnWO_4$ обладают высокой рамановской активностью, что открывает возможность ВКР-самопреобразования частоты генерации в длинноволновую область. Также эти кристаллы характеризуются высокими (по меркам молибдатов и вольфраматов) коэффициентами теплопроводности, что улучшает теплоотвод от кристаллов в случае высоких средних мощностей генерации. Наконец, важным преимуществом кристаллов $ZnWO_4$ является возможность их выращивания с использованием простых и надежных расплавных технологий, в частности, методом Чохральского.

В рамках настоящей работы проведено изучение возможности использования ионов $Li^+$ в качестве зарядового компенсатора гетеровалентного вхождения редкоземельных активаторов, $Yb^{3+}$ и $Tm^{3+}$ в структуру кристалла $ZnWO_4$. С этой целью измерены фактические концентрации тулия, иттербия и лития в выращенных кристаллах концентрационных серий Tm,Li:$ZnWO_4$ и Yb,Li:$ZnWO_4$, выращенных методом Чохральского. Измерены поляризованные спектры оптического поглощения данных кристаллов при комнатной температуре. Построены зависимости фактических концентраций редкоземельных активаторов и лития, а также коэффициентов распределения легирующих примесей между кристаллом и расплавом, рассчитанных методом начальной точки, от шихтовой концентрации лития (рисунок 1). Обнаружено, что коэффициенты распределения лития в кристаллах Tm,Li:$ZnWO_4$ и Yb,Li:$ZnWO_4$ монотонно, практически линейно снижаются с ростом его концентрации.

Для редкоземельных активаторов, напротив, фактические концентрации и коэффициенты распределения монотонно растут с увеличением концентрации лития. Суммарно, во всем исследованном концентрационном диапазоне рост коэффициентов распределения этих активаторов составляет, по меньшей мере, вдвое.

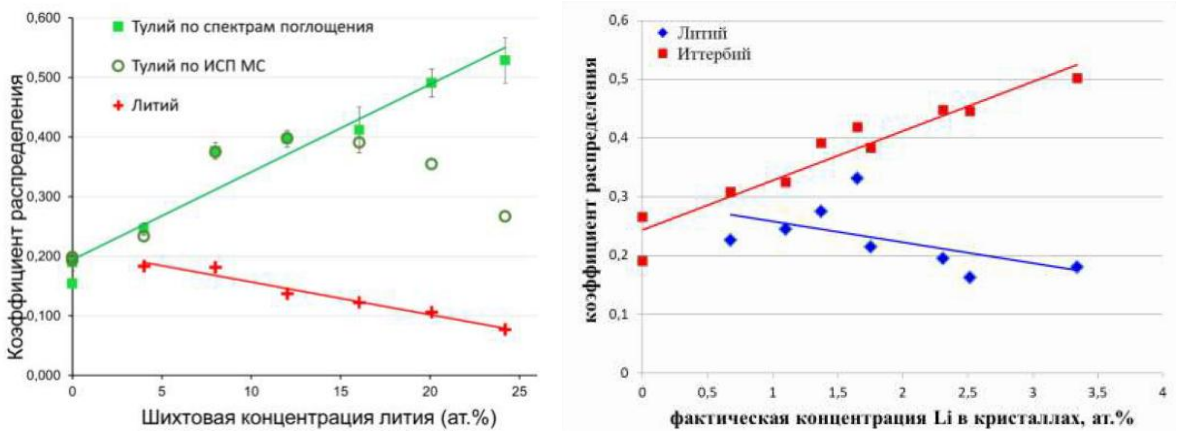



**Рисунок 1 – Коэффициенты распределения ионов $Tm^{3+}$, $Yb^{3+}$ и $Li^{+}$ между кристаллом $ZnWO_4$ и расплавом в зависимости от концентрации лития.**

Рассчитаны поперечные сечения поглощения спектральных переходов ионов тулия и иттербия в кристаллах Tm,Li:$ZnWO_4$ и Yb,Li:$ZnWO_4$, соответственно. На кристалле с фактической концентрацией тулия 1.6 ат.% (по отношению к количеству ионов $Zn^{2+}$) получена непрерывная лазерная генерация тулия (рисунок 2).

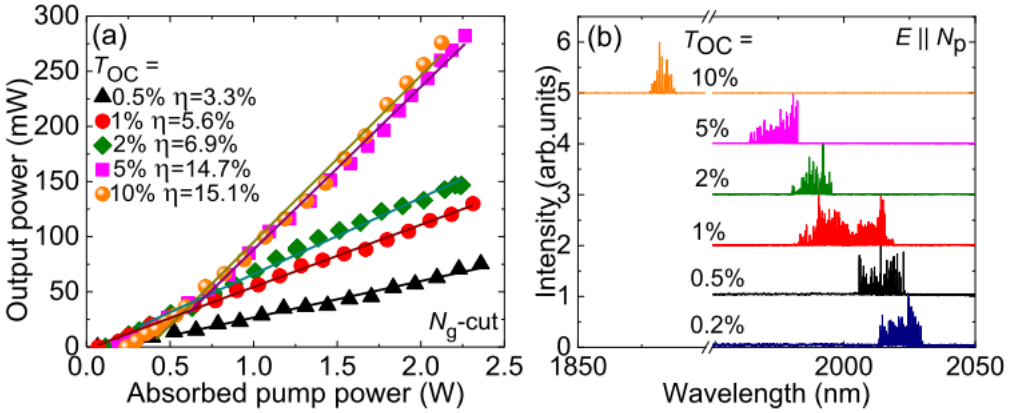



**Рисунок 2 – Лазерные генерационные характеристики кристалла $Tm^{3+}$,$Li^{+}$:$ZnWO_4$: (a) характеристика «вход-выход»; (b) спектры генерации для различных коэффициентов пропускания выходного зеркала (поляризация E || Np)**

Характеристики этой генерации оказались довольно скромными, по-видимому, из-за недостаточной концентрации тулия. Задача повышения концентрации тулия в кристалле $Tm^{3+}$:$ZnWO_4$ без ухудшения механических прочностных характеристик образца продолжает оставаться актуальной. В работе методом индентирования измерены зависимости микротвердости и трещиностойкости кристаллов концентрационных серий Yb,Li:$ZnWO_4$ и $Tm^{3+}$,$Li^{+}$:$ZnWO_4$ от фактических концентраций легирующих примесей. Индентирование проводилось на гранях, перпендикулярных осям оптической индикатрисы. Установлено, что наибольшие значения микротвердости кристаллов наблюдаются при индентировании в плоскости, перпендикулярной оси $N_p$ (она же – кристаллографическая плоскость (010)). В среднем, полученные значения микротвердости исследованных в работе серий кристаллов заметно больше, чем у других кристаллов молибдатов и вольфраматов различных структурных классов. Показано, что при введении редкоземельных активаторов в кристаллы без дополнительного введения лития микротвердость образцов заметно падает. Если же далее вводить в кристалл литий, то даже при одновременном дальнейшем увеличении содержания редкоземельных ионов, но при соблюдении условия эквимолярности фактических концентраций активатора и зарядового компенсатора в образце микротвердость кристаллов снова начинает расти и даже выходит в конечном итоге на величины, превышающие микротвердость номинально-чистого кристалла. Если же в кристалле образуется заметный избыток

активатора над зарядовым компенсатором, то твердость кристалла падает. Примерно такие же тренды наблюдаются и на зависимостях трещиностойкости образцов от концентраций легирующих примесей.

Таким образом, определены условия, позволяющие получить лазерные кристаллы $ZnWO_4$ с существенными концентрациями тулия (4-5 ат.%) и иттербия (до 3,8 ат. %) и при этом с механическими прочностными характеристиками, не уступающими, а даже, наоборот, превосходящими номинально-чистые кристаллы. Для этого требуется вводить зарядовый компенсатор (литий) таким образом, чтобы его фактическая концентрация была как можно ближе к фактической концентрации редкоземельного иона. Правда, поскольку коэффициент распределения лития между кристаллом $ZnWO_4$ и расплавом в сильно легированных литием кристаллов в разы меньше такового для Tm (Yb), то соблюдение этого условия требует введения очень высоких концентраций лития в расплав (на уровне 20 ат.%), что не очень хорошо с точки зрения технологии выращивания. Фактически, это уже получается рост не из расплава, а из высоко-концентрированного раствора в расплаве. Поэтому литий следует признать подходящим, но не оптимальным зарядовым компенсатором гетеровалентного введения редкоземельных ионов в кристалл $ZnWO_4$. Поиск альтернативных зарядовых компенсаторов продолжает оставаться актуальной задачей.

В рамках такого поиска была осуществлена попытка вырастить концентрационные серии кристаллов Nb:$ZnWO_4$ и Ta:$ZnWO_4$, чтобы оценить возможность использования ниобия и/или танталла как альтернативных литию зарядовых компенсаторов гетеровалентного вхождения редкоземельных ионов в состав кристалла $ZnWO_4$. Однако уже первые полученные образцы с минимальными шихтовыми концентрациями ионов $Nb^{5+}$ и $Ta^{5+}$ оказались дефектными, сильно растрескавшимися и опалесцирующими, за счет включений побочных фаз. Попытки определить состав побочных выпадающих фаз методом рентгено-фазового анализа окончились неудачей, по-видимому, в силу малой массовой доли этих фаз, а также суб-микроразмерности кристаллитов.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ СЕРИИ КРИСТАЛЛОВ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ $CaMoO_4$-$NaGd(MoO_4)_2$, ЛЕГИРОВАННЫХ ИОНАМИ ЕВРОПИЯ

**Лис О.Н.[1], Диденко Я.С.[1,2], Субботин К.А.[1,2], Лис Д.А.[1], Титов А.И.[1], Исхакова Л.Д.[1], Воронов В.В.[1], Волков П.А.[3], Павлов С.К.[1,2], Жариков Е.В.[1]**

*[1]Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук*
*[2]Российский химико-технологический университет им. Д.И.Менделеева*
*[3]ЦКП НИЦ «Курчатовский институт» – ИРЕА*
*г. Москва, Россия, ozaytceva@mail.ru*

Кристаллы шеелитоподобных молибдатов и вольфраматов различных химических составов на протяжении десятков лет привлекают внимание исследователей как лазерные матрицы для резкоземельных ионов-активаторов, люминофоры, рамановские кристаллы, сцинтилляторы, даун-конвертеры и т.д. В частности, редкоземельные активаторы в таких кристаллах демонстрируют значительное неоднородное уширение полос оптического поглощения и люминесценции в сочетании с высокими значениями пиковых сечений спектральных полос.

Особый интерес представляет изучение твердых растворов кристаллов семейства шеелита. Такие твердые растворы могут демонстрировать неаддитивное поведение целого ряда свойств, сочетая в себе положительные свойства одного крайнего члена концентрационного ряда с положительными свойствами другого крайнего члена ряда. Более того, величины некоторых характеристик твердого раствора порой превышают аналогичные величины для крайних членов ряда.

В рамках такого изучения в работе [1] было проведено компьютерное структурное моделирование концентрационного ряда $CaMoO_4$ – $Na_{0.5}Gd_{0.5}MoO_4$, в результате которого были теоретически предсказаны тренды изменения величин некоторых свойств кристаллов, входящих в этот ряд. Целью настоящей работы была экспериментальная проверка данных расчетов. С этой целью методом Чохральского была выращена и исследована серия из 7 шеелитоподобных кристаллов твердых растворов с различными соотношениями концентраций Ca/(Na + Gd), легированных 0,1 ат. % $Eu^{3+}$. Выращенные кристаллы имели черную окраску, обусловленную наличием центров окраски на основе кислородных вакансий. После отжига на воздухе в течение 2 недель при температуре 900 $^oC$ центры окраски исчезали, и кристаллы обесцвечивались. Большинство кристаллов имели высокое оптическое качество, хотя в некоторых образцах имелись небольшие включения пузырей.

Методом энерго-дисперсионного рентгеноспектрального микроанализа измерены фактические катионные составы кристаллов. Установлено, что замещение $2Ca^{2+}\rightarrow(Na^+ + Gd^{3+})$ идет с некоторым трудом: составы кристаллов несколько обогащены кальцием и обеднены ионами ($Na^+ + Gd^{3+}$), по отношению к исходным составам соответствующих расплавов.

С помощью рентгено-фазового анализа определены параметры тетрагональной элементарной ячейки кристаллов. Показано, что параметр «a» немного растет с ростом доли ($Na^+ + Gd^{3+}$) в составе кристаллов (от 5,223 Å до 5,229 Å), а параметр «c» (~ 11,425 Å) практически нечувствителен к составу кристалла в данном ряду. Параметры крайних членов ряда (Eu:$CaMoO_4$ и Eu:$Na_{0.5}Gd_{0.5}MoO_4$) неплохо согласуются с ранее опубликованными экспериментальными данными по соответствующим номинально-чистым кристаллам, а вот теоретический расчет [1] дает несколько иные данные.

Гидростатическая плотность кристаллов почти линейно (от 4,25 до 5,34) растет с увеличением доли ($Na^+ + Gd^{3+}$) в кристаллах. По этому свойству в изученном концентрационном ряду наблюдается практически аддитивное поведение. При этом после окислительного отжига гидростатическая плотность кристаллов практически не меняется. Это говорит об очень малом количестве кислородных вакансий, присутствовавших в неотожженных кристаллах, а высокая интенсивность

обусловленной ими черной окраски объясняется очень большими величинами сечений поглощения данных оптических центров.

Методом индентирования были измерены механические прочностные характеристики кристаллов, микротвердость и трещиностойкость. Установлено, что микротвердость кристаллов монотонно растет с увеличением доли $Ca^{2+}$ от 2,64 до 3,77 ГПа в направлении индентирования вдоль оптической оси и от 3,37 до 5 ГПа в направлении индентирования, перпендикулярном ей. Трещиностойкость всех изученных кристаллов составляет примерно 0,35 МПа*м$^{1/2}$, тренды изменения этого параметра в пределах изученного ряда не превышают погрешностей измерений.

Методом масс-спектрометрии с индукционно-связанной плазмой измерены фактические концентрации европия в кристаллах и методом начальной точки оценены величины коэффициентов распределения активатора между кристаллом и расплавом. Показано, что коэффициент распределения европия в изученной системе очень резко от 0,02 до 1 растет с ростом доли ($Na^{+}$ + $Gd^{3+}$). При этом темп данного роста ускоряется с ростом доли ($Na^{+}$ + $Gd^{3+}$).

Исследованы спектры оптического поглощения кристаллов при 300 К. Установлено, что вид (форма, полуширина, положение максимума) характерных полос поглощения ионов $Eu^{3+}$ почти не меняется в изученном ряду кристаллов: на переходе $^7F_1 \rightarrow {}^5D_2$ в районе 466 нм полоса поглощения представляет собой единственный, практически симметричный максимум, а на переходе $^7F_1 \rightarrow {}^5D_1$ в районе 525-545 нм – три максимума на длинах волн 527, 537, 540 нм. Для более тщательного поиска различий, предсказанных в расчетной работе [1], требуются исследования при криогенных температурах и на образцах с существенно более высокими концентрациями активатора.

При этом выявлено, что величины сечений поглощения указанных полос ионов $Eu^{3+}$ проходят через максимум, составляющий 7,67*10$^{-21}$ см$^2$ для перехода $^7F_0 \rightarrow {}^5D_2$. Такое значение наблюдается для доли $Ca^{2+}$ от 0,5 до 0,7. Для кристалла Eu:$Na_{0.5}Gd_{0.5}MoO_4$ величина сечения поглощения составляет 4,16*10$^{-21}$ –7,67*10$^{-21}$ см$^2$.

Таким образом, в ряду $CaMoO_4$ – $Na_{0.5}Gd_{0.5}MoO_4$ имеет место непрерывный ряд твердых растворов с шеелитоподобной структурой. В целом, по большинству изученных свойств этот твердый раствор демонстрирует некоторые отклонения от идеальности (аддитивности). Наиболее яркие отклонения от аддитивности наблюдаются по величинам сечений поглощения европия.

1. Дудникова, В. Б., Антонов, Д. И., Жариков, Е. В., Еремин, Н. Н. (2022). Твердые растворы CaMoO4-NaGd(MoO4)2. Моделирование свойств и локальной структуры методом межатомных потенциалов. *Физика Твердого Тела*, *64*(11), 1741

# СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe-Co-Cr-B ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

**Занаева Э.Н., Базлов А.И.**
*НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия*
*zanaeva@misis.ru*

Достижение наилучшего комплекса магнитных свойств сплавов Fe-Co-Cr тесно связано с составом фаз, которые образуются при термической обработке. В сплавах данной системы с кристаллической структурой важно определить температурно-временной интервал прохождения спинодального распада. Для формирования комплекса магнитотвердых свойств сплавов важно наличие в структуре изоморфных твердых растворов с противоположными ферромагнитными свойствами. Твердый раствор на основе железа и кобальта обладает ферромагнитными свойствами, а твердый раствор, обогащенный хромом, обладает парамагнитными свойствами. Однако, в сплавах системы Fe-Co-Cr с аморфной структурой, получено, что оптимальным является наличие в структуре помимо твердого раствора, обогащенного хромом и кобальтом, также частиц борида $Fe_3B$, который выделяется по эвтектическому механизму. Предметом данной работы является установление влияния соотношения металлов в составе сплавов с аморфной структурой на фазовый состав и магнитные свойства сплавов после термической обработкой.

Методом спиннингования расплава получены ленты аморфных сплавов системы Fe-Co-Cr-B с различным соотношением Fe к Co. Температуры термообработки были выбраны относительно характеристических температур сплавов, установленных из анализа термограмм сплавов, полученных методом дифференциальной сканирующей калориметрии. В исследуемых сплавах в независимости от фазового состава не удается достичь высоких значений коэрцитивной силы в результате нагрева до характеристических температур. Формирование в структуре сплавов эвтектической смеси $\alpha+Me_2B$ обуславливает формирование высоких значений намагниченности сплавов, при относительно низкой коэрцитивной силе, что обесловлено малым количеством магнитотвердой фазы $Me_2B$. В то время как наибольшими значениями коэрцитивной силы обладает эвтектическая смесь $\alpha+Me_3B$. Стоит отметить, что увеличение коэрцитивной силы зависит от соотношения фаз α и $Me_3B$ в структуре сплавов. Так в сплаве с соотношением Fe к Co равным 3, наблюдается относительно малая объемная доля борида $Me_3B$ по сравнению со сплавом с большим соотношением Fe к Co равным 7, что приводит к низким значениям коэрцитивной силы. По результатам термообработки сплавов построены зависимости магнитных их свойств от длительности обработки при различных температурах. Получено, что наибольшей магнитной энергией и коэрцитивной силой характеризуются сплав с соотношением Fe к Co равным 3 после отжига при 550°C, 4 ч со структурой, состоящей из смеси фаз $\alpha+Me_2B$ – что отлично от ранее полученных данных в аморфных сплавах состава $(Fe_{62}Cr_{24}Co_{14})_{85-x}B_{15+x}Si_1$, x=0 и 1, где максимум свойств соответствовал структуре $\alpha1+\alpha2+Me_3B$. Однако, в сплаве с большим соотношением Fe к Co равным 7 максимум свойств связан с наличием в структуре смеси фаз $\alpha+Me_3B$, после отжига при 600°C, 1 ч.

Важно отметить, что достигнутые характеристики магнитотвердых свойств сплавов после одноступенчатого отжига лежат в диапазоне значений, получаемых в порошковых материалах системы Fe-Cr-Co, подвергаемых помимо высокотемпературного спекания многоступенчатому старению.

*Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 24-79-00267.*

# ПРОЧНОСТЬ И ЕЁ СВЯЗЬ С ОСОБЕННОСТЯМИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ МЕХАНОАКТИВИРОВАННОГО СЕГНЕТОПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ПКР-8

**Черпаков А.В.[1], Зорин Д.И.[2], Попов А.В.[1], Глазунова Е.В.[2], Шилкина Л.А.[2], Паринов И.А.[1], Вербенко И.А.[2] , Резниченко Л.А.[2]**

*[1]Южный федеральный университет, Институт математики, механики и компьютерных наук им. И.И. Воровича, г. Ростов-на-Дону, Россия*

*[2]Южный федеральный университет, научно-исследовательский институт физики, г. Ростов-на-Дону, Россия*

*email: [1]alex837@yandex.ru, [2]denni-1997@mail.ru*

Коллективом сотрудников НИИ физики ЮФУ разработан высокоэффективный сегнетопьезокерамический материал ПКР-8 (ПКР-пьезокерамика ростовская) на основе бинарной системы цирконата-титаната свинца. Материал предназначен для устройств, работающих в силовых режимах: пьезотрансформаторов, пьезодвигателей, ультразвуковых излучателей, генераторов высокого напряжения. В табл. 1 приведены его электрофизические характеристики для двух способов получения: горячего прессования (ГП) и обычной технологии (ОТ).

**Таблица 1 – Электрофизические характеристики материала ПКР-8, полученного двумя способами (*-ГП, **-ОТ).**

| Материал | $T_к$, K | $\varepsilon^T_{33}/\varepsilon_0$ | $K_p$ | $\lvert d_{31}\rvert$, пКл/Н | $\lvert q_{31}\rvert$, мВ*м/Н | tgδ*10$^2$ E=50 В/см | tgδ*10$^2$ E=1 кВ/см | $Q_М$ | $Q^σ_М$ σ= 13МПа |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ПКР-8* | 598 | 1400 | 0,58 | 130 | 10,5 | 0,35 | 0,70 | 2000 | 700 |
| ПКР-8** | 593 | 1300 | 0,57 | 125 | 10,8 | 0,33 | 0,50 | 1800 | - |

Для аттестации электрофизических свойств исследуемых твердых растворов проведены измерения их диэлектрических, пьезоэлектрических и электроупругих параметров при комнатной температуре. При этом определялись температура Кюри ($T_к$), относительная диэлектрическая проницаемость поляризованного образца ($\varepsilon^T_{33}/\varepsilon_0$), коэффициент электромеханической связи планарной моды колебаний ($K_p$), пьезомодуль ($|d_{31}|$), пьезоэлектрический коэффициент (пьезочувствительность) ($|q_{31}|$), тангенс угла диэлектрических потерь (tgδ), механическая добротность ($Q_М$) [1].

С целью упрочнения материала произведена его механоактивация (МА) после второго синтеза в течение (5÷20) минут и проведены испытания на прочность при сжатии пьезоцилиндров. Размеры дисков варьировались от 10 мм до 12 мм. Нагружение пьезоцилиндра происходило при фиксации его на ровном основании пуансоном. Диаметр пунсона был равным 30 мм. Нагружение происходило на специальной испытательной машине марки МИ-40У. Специальное устройство обеспечивало соосное осесимметричное приложение усилий вдоль оси цилиндра. Скорость нагружения образцов была одинакова на всем времени испытаний и принималась равной 0,5 мм/мин. За величину прочности принимались сжимающие напряжения в момент разрушения образца, фиксирующиеся скачкообразным увеличением деформации образца, в некоторых случаях, с появление раскалывания (фрагментирования). Стадии нагружения и разрушения фиксировались на видео. Образцы на конечной стадии нагружения разрушались взрывообразно с извлечением огромного количества энергии.

В результате испытаний были установлены характерные формы разрушения образцов: фрагментирование на множество мелких осколков, образование пылевого выброса, рассыпание; -соответствующие образцам с хрупким разрушением. При непараллельности поверхностей нагружения образцы имели сколы в области большей высоты граней. В процессе образования сколов на диаграмме нагружения имелись выступы, характеризующие просадку поршня. Последний вид разрушения соответствует образцам с высокой прочностью.

Предельное напряжение при сжатии, σ, тонких образов рассчитывалось по формуле (1): σ=$(P/S)k$ (1), где $P$ - усилие нагружения пунсона, $S$ – площадь нагружающего пунсона, $k$ – масштабный коэффициент (по умолчанию $k$ =1); $\varepsilon_{сж}$ - относительная величина сжатия образца вычисляется по формуле: $\varepsilon = \Delta l/l$ (2), где $l$ – высота образца, $\Delta l$ – абсолютное укорочение образца; $E_{сж}$ – модуль упругости (модуль Юнга) пьезокерамического материала при сжатии вычисляется по формуле $E_{сж} = \sigma/\varepsilon = (P/S) \cdot l/\Delta l$ (3).

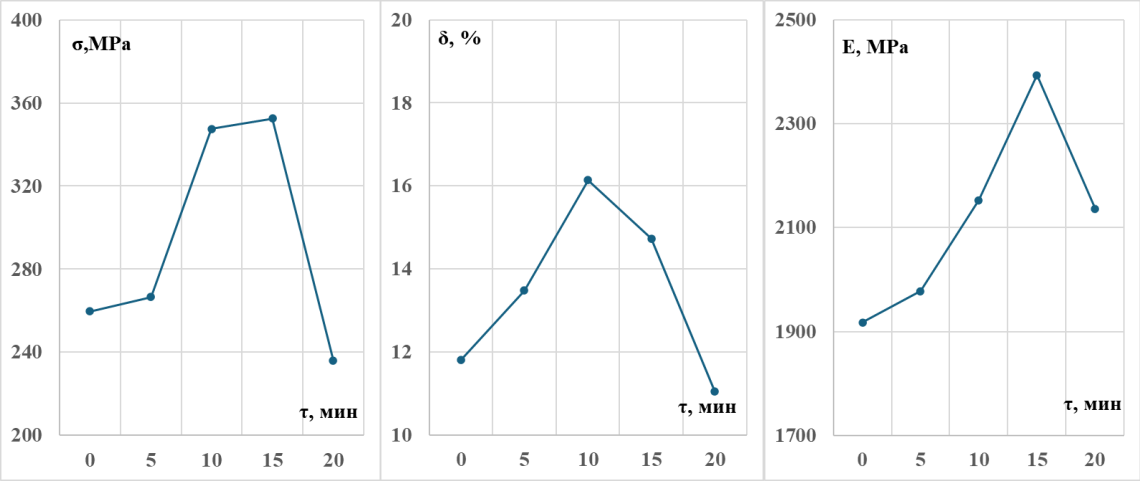



**Рисунок 1 – Зависимости от длительности, τ, МА механических характеристик материала ПКР-8.**

На рис. 1 показаны зависимости от длительности, τ, МА механических характеристик материала. Их максимум формируется при *τ*=(10÷15) мин., что соответствует оптимуму плотности и прочности межзёренных границ, а также устойчивости кристаллической структуры к воздействию МА-процедур [2]. Об этом же свидетельствуют дифракционные картины ПКР-8 до (рис. 2) и после (рис. 3) разрушения: материал остается двухфазным с сосуществующими ромбоэдрической (Рэ) и тетрагональной (Т) фазами.

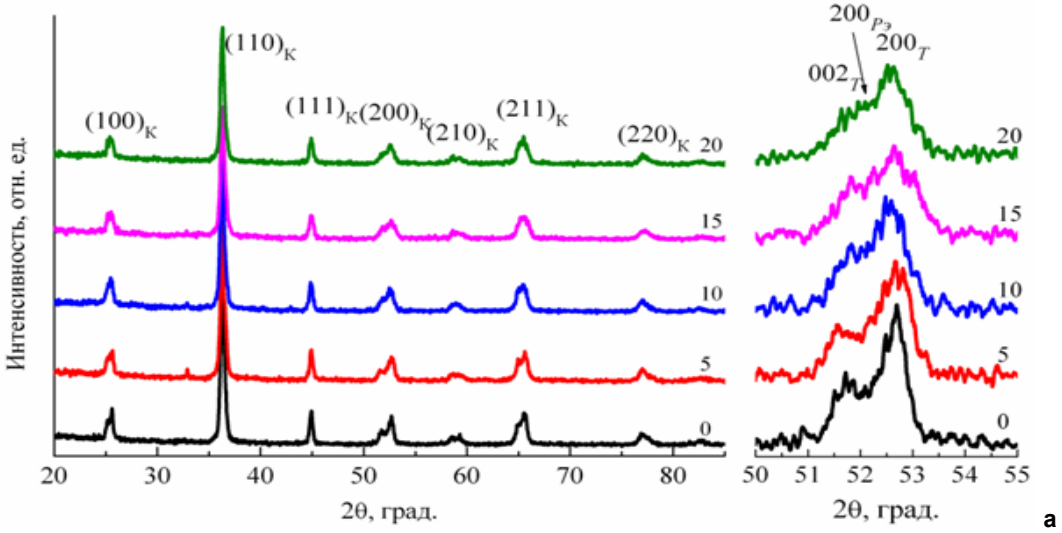
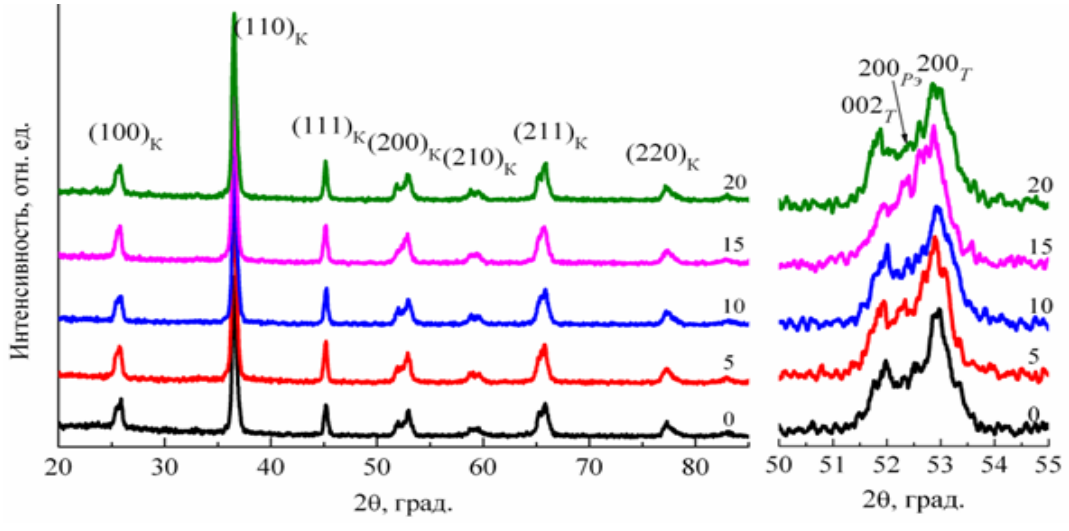
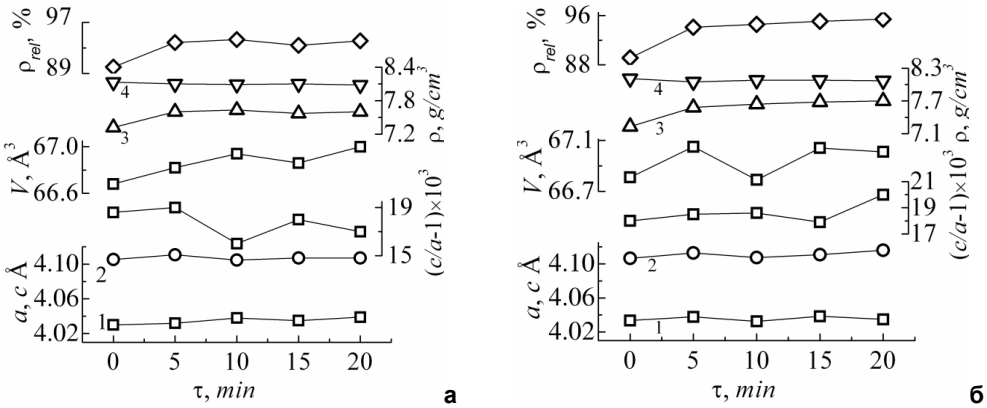



**Рисунок 2 – Дифрактограммы и дифракционные пики $(200)_к$ в увеличенном масштабе материала ПКР-8, изготовленного с применением МА: до испытания на прочность (а), после испытания на прочность (б). Цифры справа показывают время МА.**




б

**Продолжение рисунка 2.**




а б

**Рисунок 3 – Зависимости от времени МА параметров тетрагональной ячейки a (1), c (2), степени тетрагонального искажения c/a, объёма V, экспериментальной (3), рентгеновской (4) и относительной плотностей материала ПКР 8, изготовленного с применением МА: до испытания на прочность (а), после испытания на прочность (б).**

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Государственное задание в сфере научной деятельности. Проект № FENW-2023-0010/ГЗ0110/23-11-ИФ. Наименование темы: «Мультикомпонентные интеллектуальные структуры: фазопереходные кроссинг-эффекты и стратегии ускоренного дизайна эко-систем для технологий цифрового проектирования устройств контроля параметров физических сред»). Использовано оборудование Центра коллективного пользования НИИ физики Южного федерального университета "Электромагнитные, электромеханические и тепловые свойства твердых тел" и Института математики, механики компьютерных наук им. И.И. Воровича Южного Федерального университета «Механика и физика новых материалов и устройств».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. ОСТ 11 0444-87. Материалы пьезокерамические. Технические условия. Группа Э10. Введ. 01.01.88.-140с.

2. Зорин Д.И., Глазунова Е.В., Андрюшина И. Н., Шилкина Л. А., Назаренко А. В., Вербенко И. Л., Резниченко Л. А. Влияние механоактивации на процессы фазообразования, формирования кристаллической и зёренной структур композиционных материалов, основанных на твёрдых растворах четырёхкомпонентной системы вида $PbTiO_3$—$PbZrO_3$—$\sum_n PbB'_{1-\alpha} B''_{\alpha} O_3$// Конструкции из композиционных материалов. 2025. №1. С. 31-35.

# ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ Х12МФ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ

**Веремейчик А.И., Онысько С.Р., Хвисевич В.М., Сазонов М.И., Хеук М.В., Аббасов К.Т., Ярмак М.А.**
*Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь*
*E-mail: vai_mrtm@bstu.by*

Одним из наиболее широко применяемых методов поверхностного упрочнения металлов является плазменная обработка. В отличие от традиционных способов термообработки воздействие концентрированной плазменной струи (дуги) включает одновременное тепловое, механическое и радиационное воздействие. Закалка сталей нагревом концентрированными потоками энергии заключается в образовании аустенитной структуры при нагреве и дальнейшем превращении ее в мартенсит на стадии охлаждения. Такое упрочнение характеризуется рядом преимуществ:

– невысокой глубиной закалки до 0,7 мм;

– твердость и износостойкость поверхностного слоя значительно выше, чем при объемной закалке;

– незначительные термические деформации благодаря локальности воздействия и высоким скоростям нагрева-охлаждения металла.

Для реализации упрочнения поверхностного слоя образцов из стали Х12МФ методом локальной плазменной закалки использована установка МПУ-4. Диапазон токов установки 2,5–30 А. На прямой полярности дуга горит между вольфрамовым катодом и обрабатываемым образцом в среде плазмообразующего (аргон) и защитного (азот) газов давлением до 49 кПа. Расход плазмообразующего газа регулируется в пределах 12–30 л/ч. Расход защитного газа – 120–140 л/ч. Охлаждение плазмотрона осуществляется проточной водой под давлением 98–196 кПа и с расходом не менее 30 л/ч. В качестве катода использован вольфрамовый стержень диаметром 1,4 мм. Катод охлаждается потоком рабочего газа. Сопло служит для формирования плазменной дуги (дуги, горящей в потоке аргоновой плазмы). Локальность нагрева и высокая плотность теплового потока в анодном пятне достигается за счет интенсивного охлаждения водой сопла. Проведенные оценки показали, что плотность теплового потока на торцевой поверхности может регулироваться от $2{,}5\cdot10^4$ до $6\cdot10^5$ Вт/м$^2$ за счет изменения тока дуги, диаметра анода, интенсивности турбулизации потока аргона.

Для обеспечения стабильной скорости и расстояния между соплом и обрабатываемым образцом, а также возможности быстрого и точного их изменения применим экспериментальную установку, состоящую из роботизированного комплекса Advercut K6090T с разработанным к нему узлом крепления плазменного генератора.

На рисунке 1 показана микроструктура поверхности упрочненной зоны образца в зависимости от режимов плазменной закалки. На каждой дорожке произведено девять замеров микротвердости с помощью твердомера KASON-59-HV-W. Точки промеров распределены по длине следующим образом: по три точки вначале участка (слева); по центру (центр); в конце участка (справа).

Данные, полученные при измерении твердости в поперечном сечении упрочненной дорожки, показаны на рисунках 2, 3.

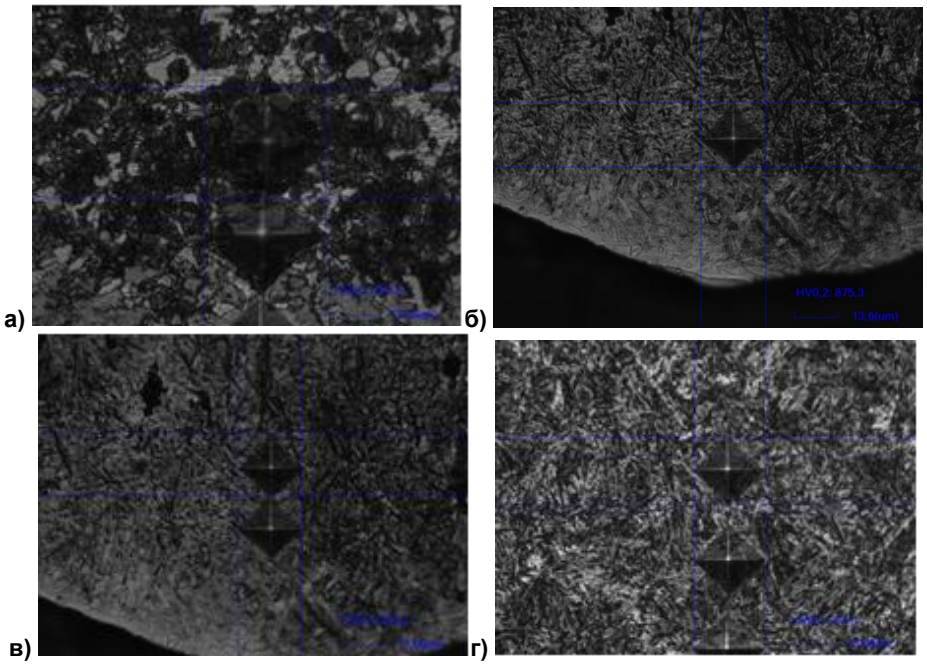



**Рисунок 1 – Замеры микротвердости образца из стали Х12МФ:**
**а) необработанный материал; б) расстояние от поверхности 47 мкм, микротвердость 875,3 $HV_{0,2}$; в) 20 мкм, 923,4 $HV_{0,2}$; г) 30 мкм, 724,7 $HV_{0,2}$**

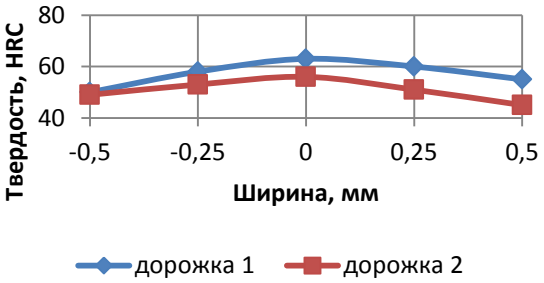



**Рисунок 2 – Распределение твердости по ширине зоны влияния плазменной дуги на образце из стали Х12МФ, I = 7А, V = 9 мм/с**

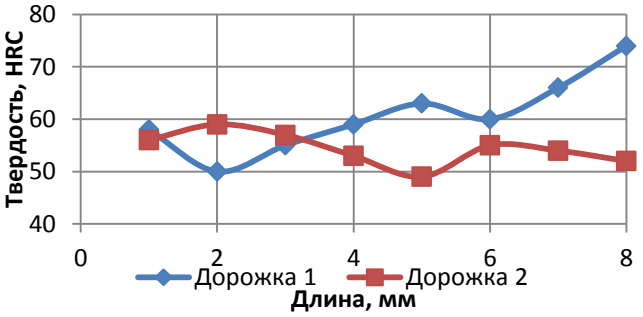



**Рисунок 3 – Распределение твердости по длине дорожки из стали Х12МФ, I = 7А, V = 9 мм/с**

Эксперименты показали, что микротвердость поверхности стали неоднородна, ее распределение по ширине зоны влияния плазменной дорожки подчинено определенному закону. Глубина упрочняемого слоя изменяется в пределах 0,15-0,6 мм в зависимости от параметров процесса.

На рисунке 4 приведены профилограммы образца после упрочнения.

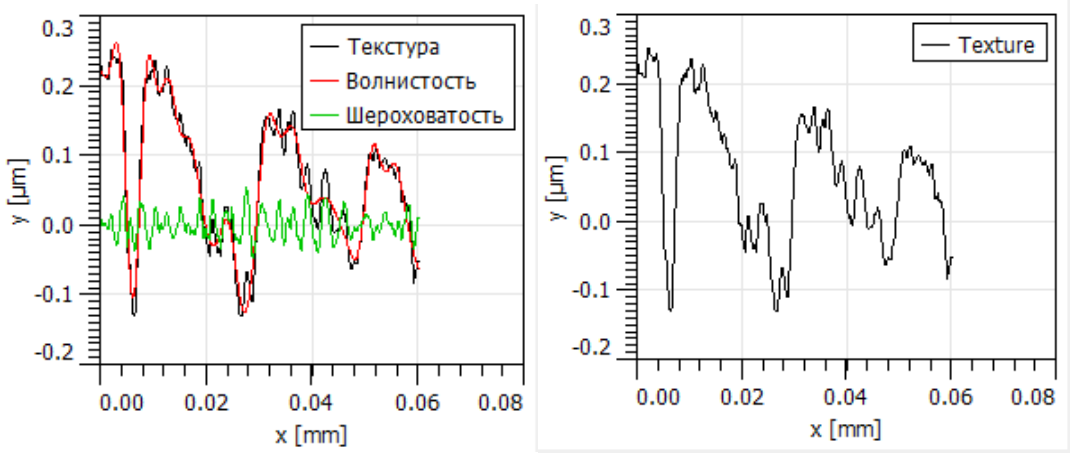
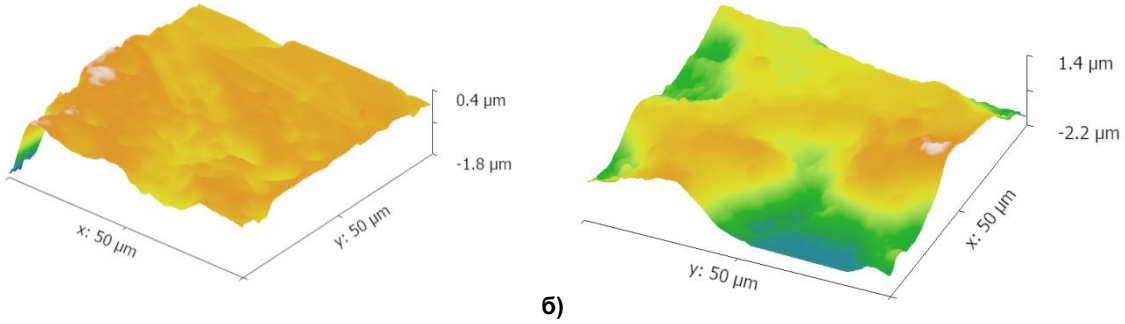



**Рисунок 4 – Профилограммы поверхности стали Х12МФ после обработки без оплавления**

Анализируя профилограммы, можно заключить, что шероховатость поверхности порядка Ra=0,2 мкм после механической обработки образцов сохраняется такой же и после обработки плазменной дугой.

Поверхность образца с оплавлением имеет сложный рельеф, обусловленный системой впадин и гребней. Профилограмма такого образца вследствие высокой детализации и малой площади поверхности измерения (50x50 мкм), полученная на атомно-силовом микроскопе FM-Nanoview 1000 AFM, не отражает гребни и впадины (рисунок 5).




**а)** **б)**

**Рисунок 5 – Топография поверхности образца из стали Х12МФ после упрочнения: а) без оплавления поверхности; б) с оплавлением поверхности**

При упрочнении без оплавления наблюдается уменьшение шероховатости, предположительно вследствие сглаживания микронеровностей под действием концентрированного источника тепла. По результатам экспериментальных исследований установлено, что при закалке поверхности в твердой фазе целесообразно применить аргон в качестве защитного газа, который в меньшей степени, чем азот, обжимает дугу. В результате снижается плотность потока энергии, которую поглощает поверхность, и температура поверхностного слоя металла получается ниже температуры его плавления. Проведенные эксперименты показали, что подача азота позволяет значительно увеличить напряжение дуги и, соответственно, мощность плазмотрона и достичь плотности теплового потока в анодном пятне до $6 \cdot 10^7$ Вт/м$^2$ при диаметре пятна 2,0–2,4 мм.

По результатам проведенных исследований установлены оптимальные режимы поверхностного упрочнения образцов.

# РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ ГЕРЦА ДЛЯ АНИЗОТРОПНОГО РАЗНОПРОЧНОГО ЛЬДА

**Павилайнен Г.В., Орехов К.А.**
*Санкт-Петербургский государственный университет (СПбГУ), Санкт-Петербург, Российская Федерация*
*E-mail: g.pavilaynen@spbu.ru*

Потребности освоения северных территорий России ставят новые задачи о прочности и пластичности конструкций, используемых в экстремальных условиях эксплуатации. К таким конструкциям относятся ледовые сооружения и плавающие ледяные площадки. В работе делается оценка несущей способности ледяных полей и плавающих площадок на основе решения классической задачи Герца. Задача решается аналитически и проведено сравнение с предшествующими работами [1,2], экспериментальными исследованиями [3,4] и численным решением методом МКЭ в софтпакете ANSYS [5]. Определён прогиб льда под действием нагрузки от 3 до 12 Тс, соответствующей различным маркам используемых вертолетов и даны оценки допустимой толщины льда, обеспечивающей безопасную прочность конструкции.

Лёд, как строительный материал, является достаточно специфическим, поскольку его изгибная жесткость и кристаллическое строение колеблются в широком диапазоне и он обладает существенной разнопрочностью при растяжении и сжатии, а также трансверсальной изотропией. Диапазон изменения предела прочности при растяжении льда находится в пределах от 0.9 до 1.2 МПа, а при сжатии от 1.5 до 2.9 МПа [6], т.е. приблизительно в 2.5 раза выше, что связано с внутренним строением кристаллов льда в виде шестигранных призм и наличием водяной прослойки между кристаллами. На физические характеристики и прочность льда влияют многочисленные параметры, такие как температура, соленость, условия замерзания, возраст льда и период года [7]. Соответственно эти параметры влияют на несущую способность льда и его трещинностойкость при многократном использовании. Отдельным вопросом является оценка изгибной жёсткости льда и её изменении в зависимости от параметров анизотропии льда. Учёт разнопрочности льда вносит существенные коррективы в оценку его несущей способности и моменту появления трещин в областях максимальных напряжений [5]. В работе рассмотрены различные виды льда по физической структуре: кристаллический, снежный, пористый, волокнистый и определены допустимые нагрузки появления трещин в растянутых слоях ледяной пластины.

*Работа выполнена в Федеральном бюджетном государственном учреждении высшего образования «Санкт-Петербургский государственный университет» с поддержкой гранта RFBR_a_2019-3 и при участии Ресурсного вычислительного центра СПбГУ.*

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тимошенко С.П., Войновский-Кригер С. Пластинки и оболочки. - Москва: Наука, 1966. - 635 с.
2. Ильгамов М.А. Статические задачи гидроупругости. Казань, 1994. 208 с.
3. Баштовая В.А., Белов В.Д., Садиев А.А., Савченко Д.С. Исследование прочности льда на центральный изгиб // Международный научно-исследовательский журнал. 2022. № 6-1. (120). С. 6-11. DOI: 10.23670/IRJ.2022.120.6.002
4. Kovalev S.M., Pavilaynen G.V. Mathematical models of local ice strength and problems elastic-plastic bending of hydraulic structures supports. In book: Advances in Solid and Fracture Mechanics. Cham: A Liber Amicorum to Celebrate the Birthday of Nikita Morozov, 2022. С. 135-150.
5. Орехов А.В., Орехов К.А., Павилайнен Г.В., Трегулов Н.Д. Оценка возможности посадки и взлёта вертолётов со льда //Труды МАИ. 2025. № 140. URL: https://trudymai.ru/published.php?ID=184053 EDN: https://www.elibrary.ru/XBQFPO
6. Шхинек К.Н. Ледовые нагрузки на арктические платформы // Гидротехническое строительство. 1994. № 3. С. 33-36.
7. Ковалев С.М., Лебедев Г.А., Недошивин О.А., Сухоруков К.К. Механические свойства морского льда. СПб: Гидрометеоиздат, 2001. 64 с.

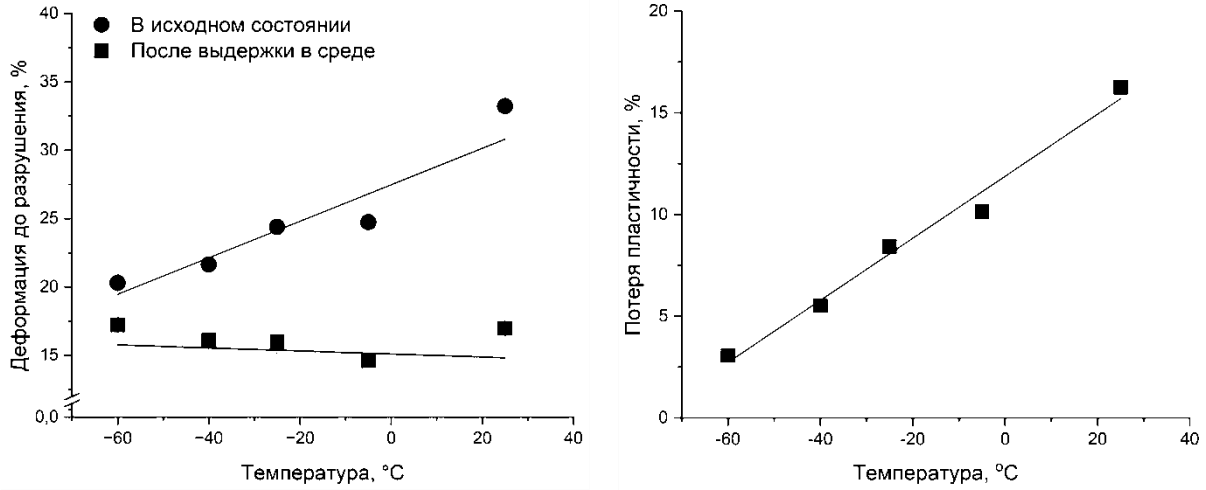
# ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА МА14 ПРИ ИСПЫТАНИИ НА ВОЗДУХЕ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ВЫДЕРЖКИ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ

**Полуянов В.А., Мерсон Е.Д., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л.**
*НИИ прогрессивных технологий, ТГУ, Тольятти, Россия,*
*E-mail: vitaliy.poluyanov@gmail.com*

Магний, как известно, обладает уникальным комплексом физико-механических свойств, в связи с чем сплавы на его основе являются перспективными для применения в автомобиле- и авиастроении, в космической отрасли, где одной из основных материаловедческих задач является снижение общей массы конструкции. Однако ряд недостатков этих материалов сильно уменьшает область их применения. В частности, к таким недостаткам относится низкая стойкость как к общей коррозии, так и к коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН), которое может приводить к внезапному хрупкому разрушению конструкций, работающих при одновременном воздействии механических напряжений и агрессивной среды. В связи с этим, исследования, направленные на разработку магниевых сплавов с повышенной стойкостью к КРН на данный момент, обладают высокой актуальностью. Безусловно, для создания таких материалов необходимо полное понимание природы КРН магния и его сплавов, которое на данный момент не достигнуто. Согласно одной из наиболее популярных на данный момент теорий, КРН магниевых сплавов реализуется за счет диффузионно-подвижного водорода, который проникает в магний при взаимодействии с агрессивной средой (1). В качестве подтверждения решающей роли диффузионно-подвижного водорода в механизме КРН магниевых сплавов обычно упоминается явление снижения механических свойств этих материалов при растяжении на воздухе после их предварительной выдержки в агрессивной среде, называемом предэкспозиционным коррозионным растрескиванием под напряжением (ПКРН) (2). Обычно это явление объясняют тем, что в процессе выдержки в коррозионной среде водород, выделяющийся в результате коррозионной реакции магния с водой, адсорбируется на поверхности образца, в атомарном виде проникает в объем металла и затем при последующих испытаниях на воздухе вызывает водородную хрупкость по одному или нескольким известным механизмам, хорошо изученным, например, в сталях. Однако недавние исследования показали, что проникновение водорода в магний и его сплавы сильно ограничено, и фактор, инициирующий развитие ПКРН, полностью находится в слое продуктов коррозии, образовавшемся на поверхности материала в процессе выдержки в коррозионной среде (3). Согласно одной из предложенных гипотез, в несплошностях слоя продуктов коррозии может задерживаться коррозионная среда в жидком виде, которая, перемещаясь к вершине растущей трещины может приводить к облегчению хрупкого разрушения за счет тех или иных адсорбционных эффектов при последующих испытаниях на растяжение на воздухе. Одним из аргументов в пользу данной гипотезы является наличие в изломах таких образцов периферийной зоны, покрытой продуктами коррозии, размер которой коррелирует со степенью охрупчивания. Основной целью настоящей работы являлось проверить эту гипотезу путем проведения испытаний на ПКРН при разных отрицательных температурах, ожидая снижение охрупчивающего эффекта в связи с переходом остаточного коррозионного раствора, находящегося в слое продуктов коррозии в твердую фазу.

Для проведения исследования в данной работе использовался промышленный сплав МА14 в экструдированном состоянии, из которого были изготовлены цилиндрические образцы на растяжение с размером рабочей части 30×6 мм. Испытания проводились по схеме одноосного растяжения при скорости деформации $5 \cdot 10^{-5}$ (0,1 мм/мин) при температурах: 25, -5, -25, -40, -60 °С, которые обеспечивались при помощи термокамеры, установленной на испытательную машину. В работе исследовались образцы в двух состояниях: 1) в исходном состоянии, 2) после выдержки в водном растворе состава 4% NaCl + 4% $K_2Cr_2O_7$ в течение 1,5 ч.

Результаты механических испытаний показали, что предварительная выдержка в агрессивной среде сильно снижает механические свойства сплава МА14 при испытаниях при комнатной температуре, причем особенно сильно снижается пластичность материала. Также видно, что пластичность образцов, не взаимодействовавших с коррозионной средой, снижается с уменьшением температуры испытания, в то время как эта же характеристика у образцов, выдержанных в коррозионной среде, практически не меняется (Рис 1а). Так, что при температуре -60°С пластичность у исходных и предварительно выдержанных в коррозионной среде образцов становится практически одинаковой. Таким образом, потеря пластичности в результате ПКРН линейно снижается с уменьшением температуры и практически полностью исчезает при температуре -60°С составляя не более 3% (Рис. 1б).




а) б)

**Рисунок 1 – Зависимость деформации до разрушения (а) и потери пластичности (б) от температуры испытания на растяжение образцов сплава МА14**

Снижение потери пластичности с уменьшением температуры может объясняться как уменьшением диффузионной подвижности водорода в металле (при условии, что он там вообще присутствует), так и замерзанием остаточного коррозионного раствора в продуктах коррозии. Предполагая, что охрупчивание инициировано воздействием остаточного коррозионного раствора, справедливо было бы ожидать резкого восстановления пластичности в результате кристаллизации коррозионной жидкости при понижении температуры в область отрицательных значений. Тем не менее, как показали испытания восстановление пластичности при понижении температуры испытания происходит монотонно, что, на первый взгляд, противоречит рассматриваемой теории. С другой стороны, в предыдущих работах было показано, что концентрация диффузионно-подвижного водорода в таких образцах после удаления продуктов коррозии ничтожно мала. Следовательно, участие водорода в процессе роста трещины маловероятно. Для того, чтобы разобраться в отмеченных противоречиях был проведен фракографический анализ испытанных образцов, который показал, что в периферийной части изломов всех образцов, испытанных после выдержки в коррозионной среде, присутствует зона, покрытая продуктами коррозии. Размер этой зоны был тем меньше, чем ниже была температура испытания. Однако даже у образцов, испытанных при -60 °С можно было наблюдать небольшие участки излома, покрытые продуктами коррозии. То есть даже при температурах существенно ниже нуля, при которых любые водные растворы солей должны замерзать, в процессе испытания в вершине трещины протекала коррозионная реакция. Одним из объяснений этого может быть локальный разогрев металла в вершине трещины из-за протекания здесь пластической деформации, в результате чего происходит кратковременное плавление замерзшей жидкости и ее взаимодействие с металлом. Вероятно, в результате этого эффекта, восстановление пластичности смещается в сторону более низких температур. Тем не менее, для подтверждения данного эффекта требуются дополнительные исследования.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (проект 25-29-00673)*

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Atrens A. et al. Stress corrosion cracking (SCC) of magnesium alloys // Stress Corrosion Cracking. Elsevier. Vol. 13. pp. 341–380. (2011)

2. Kappes M., Iannuzzi M., Carranza R.M. Hydrogen Embrittlement of Magnesium and Magnesium Alloys: A Review // J. Electrochem. Soc. Vol. 160. pp. 168–178. (2013)

3. E. Merson, V. Poluyanov, P. Myagkikh, D. Merson, A. Vinogradov, Inhibiting stress corrosion cracking by removing corrosion products from the Mg-Zn-Zr alloy pre-exposed to corrosion solutions, Acta Mater. 205 (2021) 116570. doi:10.1016/j.actamat.2020.116570.

# РАДИАЦИОННЫЕ ДЕФЕКТЫ В КРЕМНИИ, ОБЛУЧЕННОМ БЫСТРЫМИ ЭЛЕКТРОНАМИ

**Одринский А.П.[1], Макаренко Л.Ф.[2]**
[1]*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, a.odrinsky@gmail.com*
[2]*Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь, Makarenko@bsu.by*

В настоящее время облучение полупроводниковых структур высокоэнергетическими частицами часто используется для модификации их характеристик. Развитие экспериментальных методик диагностики состава дефектов в облученных кремниевых структурах является актуальной задачей полупроводникового материаловедения.

Известно, что радиационное облучение ведет к повышению удельного сопротивления кремния и формированию радиационных дефектов. В этих условиях используемые в DLTS-исследованиях барьерные структуры следует рассматривать как «диод Стафеева» [1], где высокое удельное сопротивление объема играет существенную роль в отклике структуры на внешнее воздействие. Встает вопрос разделения эффектов связанных с объемом кристалла и областью пространственного заряда (ОПЗ) барьерной структуры и проблемы интерпретации данных фотоэлектрической релаксационной спектроскопии (PICTS), варианта DLTS, применяемого в исследовании высокоомных полупроводников. Для получения информации о дефектах в области ОПЗ мы впервые, насколько нам известно, использовали релаксацию вентильной фото-эдс.

Исследовались диодные структуры на основе монокристаллического кремния, облученного быстрыми электронами с энергией 6 МэВ**.** Флюэнс электронов составлял $2\times10^{12}$. База диода имела проводимость *n*- типа с концентрацией носителей заряда ~ $4\cdot10^{12}$ $cm^{-3}$. Размеры образца составляли 5 x 5 x 1 mm. Для возбуждения использовалось излучение с энергией фотонов $h\nu$ = 1.08 eV при $\Delta h\nu$ = 0.04 eV. Сигнал вентильной эдс регистрировали по падению напряжения на сопротивлении нагрузки 10 Ком. В остальном условия эксперимента не отличались от описанных ранее [1].

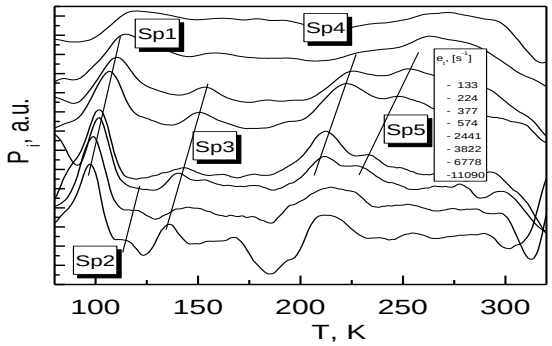



**Рисунок 1 – Набор спектров, соответствующих характеристической скорости эмиссии: 133 $s^{-1}$, 224 $s^{-1}$, 377 $s^{-1}$, 574 ms, 2441 $s^{-1}$, 3822 $s^{-1}$, 6778 $s^{-1}$, 11090 $s^{-1}$. Спектры нормированы по высоте доминирующего пика и последовательно смещены по оси ординат**

На рис. 1 приведены спектры полученные с использованием вентильной фото-эдс на радиационно-облученном кремнии. Можно наблюдать пики, последовательно изменяющие температурное положение в наборе спектров, что следует интерпретировать как активацию процессов термоэмиссии носителей заряда с дефектов. Можно выделить пять процессов, обозначенных как Sp1-Sp5. В спектрах доминирует интенсивный пик Sp1, расположенный в интервале температуры $\Delta T$~ 97-119 К. Также можно различить пики меньшей интенсивности в интервалах температуры $\Delta T$~ 136-163 К, 212-226 К а также 248-264 К, связанные с процессами термоэмиссии носителей зарядов. В интервале $\Delta T$~ 115-128 К различим пик Sp2, однако малая интенсивность процесса не позволяет его уверенную идентификацию и Sp2 был исключен из дальнейшего анализа.

Высокая интенсивность пика Sp1 свидетельствует о значительной концентрации дефекта, ответственного за данный процесс, и предполагает возможность его существенного влияния на электрические свойства образца. Действительно, в интервале температуры регистрации Sp1 наблюдается уменьшение сигнала вентильной фото-эдс (см. рис. 2). Если при температуре ниже наблюдения Sp1 релаксация сигнала фактически отсутствует, то с активацией процесса она хорошо заметна, достигая максимума ~ 18 mV на высокотемпературном краю регистрации Sp1. При наложении внешнего поля, в режиме «обратно смещенного диода» в диапазоне T ~ 99..110 K наблюдалось изменение знака фотоотклика, что коррелирует с диапазоном регистрации процесса Sp1 и, по-видимому, связано с существенным изменением удельного сопротивления в объеме приборной структуры при изменении зарядового состояния центра Sp1.

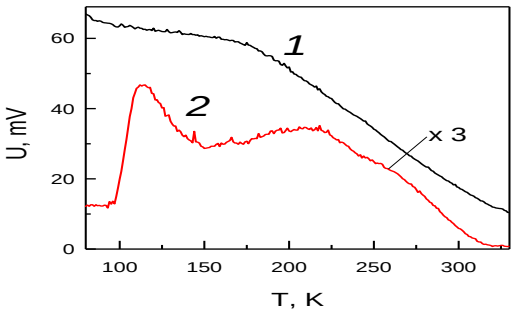



**Рисунок 2 – Зависимость вентильной фото-эдс от температуры – кривая *1*. Кривая 2 – амплитуда напряжения на образце в начальный момент регистрации релаксации сигнала**

На рис. 3 температурная зависимость скорости термоэмиссии Sp1 сопоставлена данным литературы. Положение графика для Sp1 близко к наблюдавшейся ранее термоэмиссии с донора известного как центр A [2, 3]. Рассчитанные методом МНК параметры центра - $E_a$ и $\sigma_t$ также хорошо сопоставимы с данными [2, 3]. Тем не менее, в нашем случае на графике Аррениуса Sp1 присутствует излом, что может свидетельствовать о более сложном характере процесса в сопоставлении с простой моделью – «single trap».

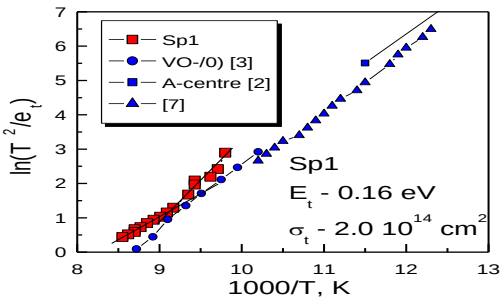



**Рисунок 3 – Сравнение графика Аррениуса процесса Sp1 с данными литературы**

На рис. 4 представлено сопоставление температурных зависимостей скорости термоэмиссии процессов Sp3- Sp5 с данными литературы. По близкому положению графика Аррениуса процессы Sp3 и Sp5 были сопоставлены дефектами V2(--/-) [5] и V3(--/-) [6], а Sp4 - дефекту $C_iO_i$(0/+) [3].

Таким образом, проведенные исследования демонстрируют возможности новой методики, основанной на отслеживании изменения с температурой релаксации сигнала вентильной фото-эдс, в изучении радиационных дефектов в кремнии.

В облученном быстрыми электронами кремнии обнаружено пять процессов термоактивации локализованного заряда с энергией термоактивации 0.08, 0.16, 0.28, 0.37 и 0.40 eV и эффективным сечением захвата $9.5\cdot10^{-20}$, $2\cdot10^{-14}$, $5.8\cdot10^{-13}$, $5.2\cdot10^{-15}$, $1.8\cdot10^{-13}$ $cm^2$ соответственно.

Обнаруженные дефекты кристаллической структуры кремния идентифицированы с ранее наблюдавшимися радиационными дефектами, а именно комплекс вакансия - междоузельный кислород, комплекса междоузельного кислорода и углерода, а также кластеров вакансий.

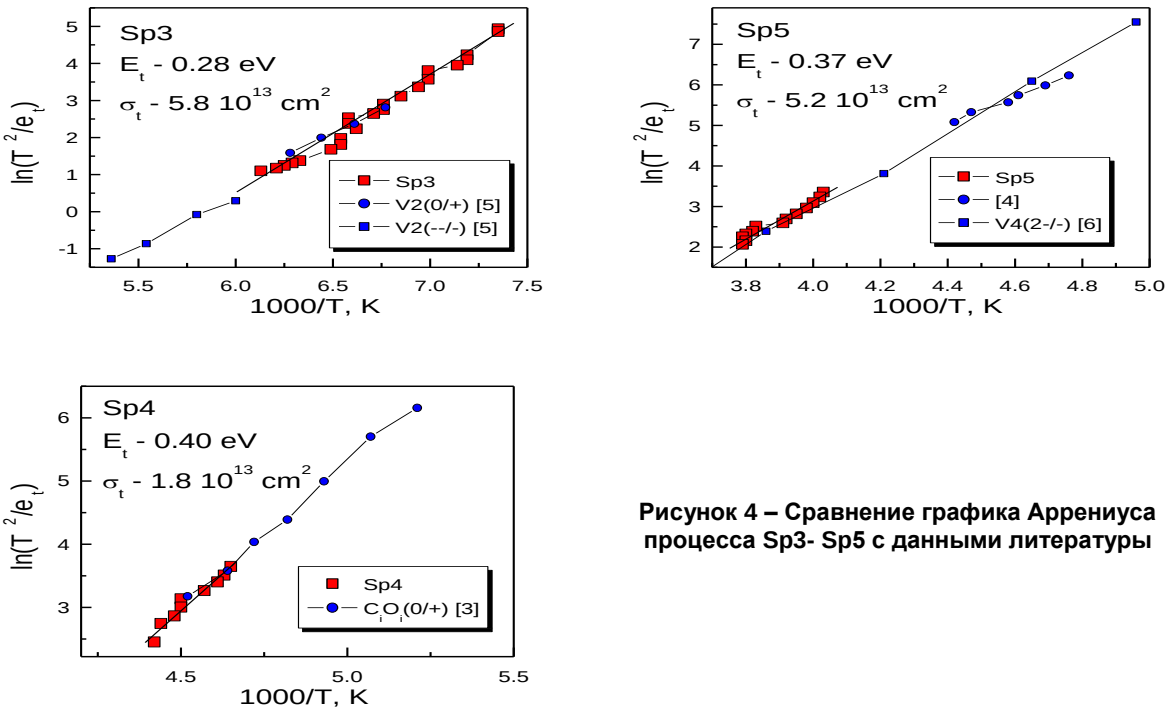



**Рисунок 4 – Сравнение графика Аррениуса процесса Sp3- Sp5 с данными литературы**

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Стафеев В.И. Влияние сопротивления толщи полупроводника на вид вольтамперной характеристики диода. Журнал технической физики 1958; 28(8): 1631-1641.
2. Одринский А.П., Казючиц Н.М., Макаренко Л.Ф. PICTS-спектроскопия синтетическог HPHT алмаза в области температур 300 – 550 К. Известия Нац. академии наук Беларуси. Серия физ.-мат. наук 2014; (4): 102-107.
3. Brotherton S. D., Bradley P. Defect production and lifetime control in electron and γ-irradiated silicon. Journal of Applied P-hysics 1982; 53(8): 5720-5732.
4. Kaminski P., Kozlowski R., Nossarzewska-Orlowska E. Formation of electrically active defects in neutron irradiated silicon. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B 2002; 186: 152–156.
5. Kaminski P., Kozlowski R., Jelenski A., Mchedlidze T. and Suezawa M. High-Resolution Photoinduced Transient Spectroscopy of Electrically Active Iron-Related Defects in Electron Irradiated High-Resistivity Silicon. Jpn. J. Appl. Phys. 2003; 42(9): 5415–5419.
6. Kaminski P., Kozlowski R., Pawlowski M. High-Resolution Photoinduced Transient Spectroscopy - A Powerful Tool for characterization of Radiation Defects in Silicon. «1st RD50 Workshop Radiation hard semiconductor devices for very high luminosity collider (CERN, October 2- 4, 2002)».
7. Kaminski P., Jelenski A., Kozlowski R., Hindrichsen C., Jensen L. Investigation of Energy Levels of Small Vacancy Clusters in Proton Irradiated Silicon by Laplace Photoinduced Transient Spectroscopy. Crystals 2022; 12(12): 1703(19pp.).
8. Evans-Freeman J.H., Kan P.Y.Y., Abdelgader N. High resolution deep level transient spectroscopy studies of the vacancy-oxygen and related defects in ion-implanted silicon . J. Appl. Phys. 2002; 92: 3755–3760.

# ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

**Варюхин В.Н., Малашенко В.В.**
*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Россия*
*E-mail: malashenko@donfti.ru*

Металлы и металлические сплавы являются важными функциональными материалами, которые широко применяются в различных отраслях промышленности, их исследование с целью улучшения механических свойств является весьма актуальным и привлекает внимание огромного количества учёных. Формирование механических свойств в условиях высокоэнергетических внешних воздействий имеет свои особенности, связанные с изменением механизма диссипации и повышением роли коллективных динамических эффектов. К таким воздействиям относятся ковка, штамповка, высокоскоростная обработка, динамическое канально-угловое прессование, использование лазерных импульсов высокой мощности [1-8]. При этом в металлах и сплавах реализуется высокоскоростная деформация, скорость которой может достигать $10^3 - 10^9 \text{c}^{-1}$, а дислокации перемещаются со скоростями от десятков до сотен и даже тысяч метров в секунду, совершая надбарьерное скольжение. Это так называемая динамическая область скоростей, в пределах которой дислокации преодолевают потенциальные барьеры, созданные другими структурными дефектами, без помощи тепловых флуктуаций. Формирование механических свойств металлов и сплавов в этой области может быть проанализировано в рамках развитой нами теории динамического взаимодействия дефектов (ДВД) [9-15]. Эта теория позволила в рамках единого подхода решить широкий круг задач динамики дислокаций, объяснить значительное количество экспериментальных данных, сформулировать критерии возникновения экстремумов на экспериментальных зависимостях, предсказать новые динамические эффекты, проанализировать влияние высокого гидростатического давления и магнитного поля на динамическое торможение дислокаций, выявить общность динамических процессов в системах совершенно разной физической природы. Теория ДВД является модификацией известной струнной модели Гранато-Люкке, в рамках которой дислокация рассматривается как струна с эффективным линейным натяжением и эффективной массой полевого происхождения. Ансамбль бесконечных краевых дислокаций под действием постоянного внешнего напряжения $\sigma_0$ движется вдоль оси *OX* с постоянной скоростью $v$ в кристалле, содержащем различные хаотически распределённые структурные дефекты. Линии дислокаций параллельны оси *OZ*, их векторы Бюргерса $\mathbf{b} = (b,\ 0,\ 0)$ одинаковы и параллельны оси *OX*. Плоскость скольжения дислокаций совпадает с плоскостью *XOZ*. Положение *k*-ой дислокации определяется функцией

$$W_k(y=0,z,t) = vt + w_k(y=0,z,t) \tag{1}$$

Здесь $w_k(y=0,z,t)$ – случайная величина, описывающая поперечные колебания дислокации, возникающие при её взаимодействии со структурными дефектами.
Движение дислокации описывается волновым уравнением, в правой части которого содержится сумма всех напряжений, создаваемых на линии дислокации, как внешними нагрузками, так и различными структурными дефектами

$$m\left\{\frac{\partial^2 W_k}{\partial t^2} - c^2\frac{\partial^2 W_k}{\partial z^2}\right\} = b\sum_i \sigma_{xy}^i \tag{2}$$

Здесь $m$ – масса единицы длины дислокации, $c$ – скорость звуковых волн в кристалле.

Механизм диссипации заключается в необратимом переходе энергии внешних воздействий в энергию поперечных дислокационных колебаний в плоскости скольжения. Этот механизм весьма чувствителен к виду колебательного спектра дислокации, в первую очередь к наличию в нём щели. Наличие щели означает, что дислокация совершает колебания в потенциальной яме, которая перемещается по кристаллу вместе с дислокацией. Такая яма может возникнуть в результате коллективного взаимодействия точечных дефектов или других дислокаций с движущейся дислокацией, при магнитоупругом взаимодействии с магнитной системой кристалла, при взаимодействии со свободной поверхностью. При этом спектр колебаний дислокации становится нелинейным и имеет вид

$$\omega^2(q_z) = c^2 q_z^2 + \Delta^2 \tag{3}$$

В случае высокой плотности дислокаций именно их взаимодействие вносит главный вклад в формирование спектральной щели. Это имеет место при значениях плотности $\rho > \rho_0$ , где

$$\rho_0 = \frac{\sqrt{n_d \chi^2}}{b^2}. \tag{4}$$

Здесь $n_d$ – безразмерная концентрация примесей, $\chi$ – параметр их размерного несоответствия. Спектральная щель при этом описывается следующим выражением

$$\Delta = \Delta_{dis} \approx \frac{c}{\sqrt{\rho}} \tag{5}$$

В случае $\rho < \rho_0$ щель формируется в основном благодаря коллективному взаимодействию точечных дефектов с дислокацией и описывается выражением

$$\Delta = \Delta_d = \frac{c}{b}\left(n_d \chi^2\right)^{1/4} \tag{6}$$

Теория ДВД является теорией конкурирующих взаимодействий. Механические свойства металлов и сплавов, в том числе динамический предел текучести, определяются величиной силы динамического торможения дислокации структурными дефектами, Эта сила равна сумме вкладов различных структурных дефектов. Каждый из этих вкладов, с одной стороны, должен возрастать при увеличении концентрации дефектов данного типа. С другой стороны, при некоторых условиях дефекты определённого типа вносят главный вклад в формирование спектральной щели, которая снижает эффективность возбуждения колебаний, тем самым снижая величину силы торможения. Конкуренция этих противоположных тенденций определяет экспериментально наблюдающиеся зависимости и позволяет сформулировать условия возникновения на них минимумов и максимумов. Максимумы возникают при кардинальном изменении спектральной щели (смена доминирующего вклада либо её исчезновение). Минимумы наблюдаются при смене доминирующего вклада в величину силы динамического торможения.

Теория ДВД позволила предсказать ряд новых динамических эффектов, проверка которых может оказать стимулирующее влияние на целенаправленную постановку экспериментов. Это эффект сухого трения, ориентационный эффект динамического торможения краевых дислокаций круговыми дислокационными петлями, эффект динамической блокировки торможения краевой дислокации точечными дефектами в приповерхностной области. Последний эффект может наблюдаться при движении дислокации в приповерхностной области параллельно свободной поверхности. Благодаря взаимодействию со свободной поверхностью в

спектре дислокации возникает щель, равная по порядку величины отношению скорости звука в кристалле к расстоянию от дислокации до свободной поверхности.

$$\Delta = \Delta_s \approx \frac{c}{L} \tag{7}$$

Возникновение этой щели приводит к блокировке динамического торможения краевой дислокации точечными дефектами, расположенными на поверхности кристалла, и к значительному снижению торможения точечными дефектами, расположенными в объёме приповерхностного слоя

$$\frac{F_d^S}{F_d} = \left(\frac{L}{l}\right)^2 \tag{8}$$

Здесь $l$ – среднее расстояние между дефектами в объёме кристалла. Как показывают оценки, снижение динамического торможения в приповерхностной области может составлять один-два порядка. Глубина приповерхностной области существования данного эффекта определяется выражением

$$d = b\frac{c}{v} \tag{9}$$

Эта глубина может составлять десятки нанометров.

Эффект сухого трения может возникать в металлах и сплавах с высоким содержанием круговых призматических дислокационных петель или зон Гинье-Престона. Он заключается в том, что сила динамического торможения краевой дислокации перечисленными выше дефектами структуры не зависит от скорости дислокационного скольжения, соответственно, вклад этих механизмов торможения в величину динамического предела текучести не зависит от скорости пластической деформации. Эффект может наблюдаться в случае, когда дислокация совершает скольжение по кристаллу, не выходя из параболической потенциальной ямы. Выражение для силы сухого трения зависит от того, какие дефекты вносят главный вклад в формирование щели в спектре дислокационных колебаний. Увеличение динамического предела текучести, обусловленное этим механизмом, может составлять десятки процентов.

Исследована также динамическая неустойчивость дислокационного движения и её подавление высоким гидростатическим давлением и магнитным полем.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. A. Singla, A. Ray, Physical Review B 105, 064102 (2022).
2. H. Fan, Q. Wang, J.A. El-Awady, Nature Communication 12, 1845 (2021).
3. R. W. Armstrong, S. M. Walley, International Materials Reviews 53, 105 (2008).
4. D. Tramontina., Bringa E., P. Erhart, J. Hawreliak, T. Germann, R. Ravelo, A. Higginbotham, M. Suggit, J. Wark, N. Park, A. Stukowski, Tang Y., High Energy Density Physics 10, 9 (2014).
5. P. N. Mayer, A. E. Mayer. J. Appl. Phys. 120, 075901 (2016).
6. A.S. Savinykh, G.I. Kanel, G.V. Garkushin, and S.V. Razorenov. J. Appl. Phys. 128, 025902 (2020).
7. G.I. Kanel, A.S. Savinykh, G.V. Garkushin, S.V. Razorenov, J. Appl. Phys., 127, 035901 (2020).
8. D. Batani. Europhys. Lett., 114, 65001(1-7). (2016).
9. В.В. Малашенко. ФТТ. 56, 1528 (2014).
10. В.В. Малашенко. ФТТ. 57, 2388 (2015).
11. В.В. Малашенко. ФТТ 39, 493 (1997).
12. V.V. Malashenko, V.L. Sobolev, B.I. Khudik. Phys. Stat. Sol. (b). 143, 425 (1987).
13. В.В. Малашенко. ФТТ 66, 1403 (2024).
14. В.В. Малашенко. ФТТ 63, 1391 (2021).
15. В.В. Малашенко ФТТ 64, 1012 (2022).

# ГИГАНТСКИЙ ОБРАТНЫЙ МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ЕГО СТАБИЛЬНОСТЬ В ЦИКЛИЧЕСКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ В СПЛАВАХ $Ni_{37}Co_{13}Mn_{50-x}Ti_x$

**Гамзатов А.Г.*[1], Кадырбардеев А.Т.[1], S. Chengzhi[2], J. Wang[2], F. Hu[2]**
[1]*Институт Физики им. Х.И. Амирханова, ДФИЦ РАН, г. Махачкала, Россия*
[2]*Institute of Physics, CAS, Beijing, P. R. China*
**E-mail: gamzatov_adler@mail.ru*

В последние годы новая волна интереса вызывали сплавы Гейслера состоящие полностью из переходных металлов (d-d сплавы или “all-d metal”), которые, менее хрупкие и более пластичные, что обеспечивает их механическую стабильность при динамическом воздействии внешних полей.

Данная работа посвящена исследованию влияния циклических магнитных полей на стабильность адиабатического изменения температуры ($\Delta T_{ad}$) в системе $Ni_{37}Co_{13}Mn_{50-x}Ti_x$ (x=15, 15.5 и 16). В частности, проведены прямые измерения $\Delta T_{ad}$ в циклических магнитных полях различной интенсивности: 1.8 Тл с частотой 0.2 Гц и 8 Тл с частотой 0.12 Гц. Результаты прямых измерений $\Delta T_{ad}$ при циклическом приложении магнитного поля 1.8 Тл (с f=0.2 Гц) для образца $Ni_{37}Co_{13}Mn_{34}Ti_{16}$ вблизи температуры начала аустенита ($T_{AS}$=242 K) приведены на рис.1(a-f). Как видим, при начальных температурах T=236 и 238 K первое включение магнитного поля приводит к обратному эффекту, вторые и последующие циклы вкл/выкл магнитного поля приводит к уменьшению величины обратного эффекта с последующей его стабилизацией. Дальнейшее приближение температуры начала циклирования к температуре $T_{AS}$ приводит к более интересному поведению. При однократном приложении магнитного поля 1.8 Тл максимальная величина обратного эффекта наблюдается для образца с x=16 и равна -4.18 K при T=242 K (см. рис.1 (e)). То есть первое включение магнитного поля демонстрирует гигантский обратный эффект, но последующие циклы вкл/выкл магнитного поля приводит к постепенному уменьшению обратного эффекта с его переходом на положительный эффект.

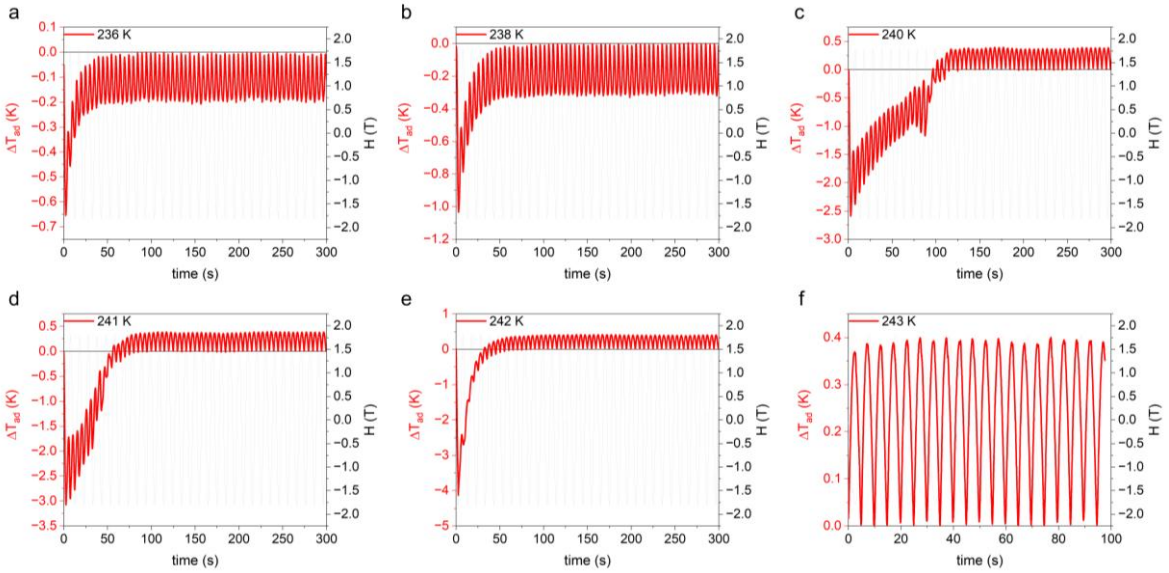



**Рисунок 1 – Зависимость $\Delta T_{ad}(t)$ для $Ni_{37}Co_{13}Mn_{34}Ti_{16}$ при циклическом приложении магнитного поля 1.8 Тл для a) T=236 K, b) 238 K, c) 240 K, d) 241 K, e) 242 K и f) 243 K.**

*Исследование выполнено за счет средств Российского научного фонда (проект № 24-43-00156, https://rscf.ru/en/project/ 24-43-00156/).*

# СТАБИЛЬНОСТЬ АДИАБАТИЧЕСКОГО ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В СПЛАВАХ La(Ce,Pr)-Fe(Mn)-Co-Si ПРИ ДОЛГОВРЕМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ЦИКЛИЧЕСКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ

**Абдулкадирова Н.З.*[1], Гамзатов А.Г.[1], Алиев А.М.[1], Y.Li[2], J. Wang[2], F. Hu[2]**
*[1]Институт Физики им. Х.И. Амирханова, ДФИЦ РАН, г. Махачкала, Россия*
*[2]Institute of Physics, CAS, Beijing, P. R. China*
**E-mail: nnurizhat@mail.ru*

Известно, что в магнитных холодильниках магнитный материал будет подвергаться длительному циклическому воздействию магнитного поля. Поэтому, в последние годы, исследования МКЭ в циклических магнитных полях представляют повышенный интерес. В отличие от классического метода измерений МКЭ (в основном ограничивающегося разовым вкл/выкл магнитного поля), исследование МКЭ в переменных магнитных полях методом модуляции магнитного поля, позволяют исследовать частотную и долговременную стабильность МКЭ при циклическом приложении магнитного поля.

Недавние исследования [1-4] материалов с гигантскими значениями МКЭ показали, что в зависимости от типа фазового перехода (I или II - рода) величина адиабатического изменения температуры уменьшается с ростом частоты циклического магнитного поля. Кроме того, наблюдается деградация эффекта (особенно вблизи ФП I-го рода) при долговременном воздействии циклических полей [1], что напрямую препятствует их практическому применению. Было показано, что микроструктура, доменная структура, многофазность образца и фазовые границы играют важную роль в динамике фазового перехода и частотной стабильности МКЭ.

В данной работе мы приводим результаты исследования влияния циклического магнитного поля 1.2 Тл на величину и на стабильность адиабатического изменения температуры ($\Delta T_{ad}$) в сплавах La(Ce,Pr)-Fe(Mn)-Co-Si. В частности показано, что в сплавах La(Ce,Pr)-Fe(Mn)-Co-Si с ФП близкими к переходу второго рода величина $\Delta T_{ad}$ с ростом частоты циклического магнитного поля от 1 до 20 Гц и долговременное воздействие циклического поля показывает относительную стабильность среди большинства перспективных магнетокалорических материалов. Наиболее привлекательным с точки зрения применения в технологии магнитного охлаждения как по величине $\Delta T_{ad}$ так и по стабильности демонстрирует сплава $La_{0.7}Ce_{0.3}Fe_{11.45}Mn_{0.2}Si_{1.35}$. В частности показано, что увеличение частоты циклического магнитного поля от 1 до 20 Гц приводит к незначительному уменьшению величины эффекта примерно ~6.5 %, что является довольно хорошим результатом. Кроме того, данный сплав демонстрирует стабильность величины МКЭ без признаков ухудшения вплоть до одного миллиона циклов вкл/выкл магнитного поля.

*Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда, проект № 24-12-00156, https://rscf.ru/project/24-43-00156/.*

[1] A. M. Aliev, A. G. Gamzatov, Physics of Metals and Metallography, 125, 1901 (2024).
[2] A.G. Gamzatov, et.al, Rare Metals, 44, 4074 (2025).
[3] A.M. Aliev, et.al., Int. J. Refriger, 151, 146 (2023).
[4] N.Z. Abdulkadirova, et.al., JALCOM, 929, 167348 (2022).

# ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ МОРФОЛОГИИ ГИДРИДОВ НА ОКРУЖНОЕ РАСТЯЖЕНИЕ НАВОДОРОЖЕННОГО ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

**Ильясов Р.А., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Петров М.И., Михальчик В.В.**
*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия*
*MIPetrov@mephi.ru*

Циркониевые сплавы являются ключевыми материалами для топливных оболочек и элементов активных зон водо-водяных энергетических реакторов (ВВЭР) благодаря низкому сечению захвата нейтронов и коррозионной стойкости. Однако при эксплуатации в водной среде происходит наводороживание материала с образованием хрупких гидридов циркония, что приводит к охрупчиванию и снижению надежности изделий. Особую опасность представляет радиальная ориентация гидридных пластин, провоцирующая резкие перепады напряжений. Традиционные экспериментальные методы анализа микроструктуры (оптическая и РЭМ-микроскопия) не позволяют детально изучить эволюцию напряжений в процессе деформации, что определяет актуальность численного моделирования методом конечных элементов (МКЭ).

В работе представлена методика комплексного моделирования в ANSYS, учитывающая кристаллографическую текстуру циркониевого сплава и морфологию гидридов. Исследовано влияние коэффициента ориентации гидридов $F_n$ (доля радиально ориентированных пластин), их среднего размера и концентрации водорода на механическое поведение труб при окружном растяжении.

Выявлено, что радиально ориентированные гидриды создают более резкие градиенты напряжений по сравнению с тангенциальными, что объясняет их критическую роль в охрупчивании. Установлена S-образная зависимость максимальных напряжений по Мизесу от коэффициента $F_n$ с переходной зоной в интервале $F_n$ = 0.20–0.35, что соответствует вязко-хрупкому переходу, описанному в работе [1] с использованием количественной фрактографии.

Результаты моделирования согласуются с экспериментальными данными по доле хрупкой составляющей на поверхностях изломов, подтверждая адекватность методики. Показано, что метод МКЭ позволяет прогнозировать критические значения $F_n$, при которых происходит потеря пластичности.

Методика предоставляет инструмент для оптимизации технологий термической обработки и управления ориентацией гидридов. Работа вносит вклад в развитие методов прогнозного моделирования в реакторном материаловедении, сокращая зависимость от дорогостоящих экспериментов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-79-10289, https://rscf.ru/project/24-79-10289/)*

[1] Petrov M.I. et al. Development of a neural network for fractographic analysis of hydrogenated zirconium alloys // Letters on Materials. 2025.

# АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ ОЦЕНКА ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ НАВОДОРОЖЕННОГО ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ГЛУБОКОГО ОБУЧЕНИЯ

**Петров М.И., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Ильясов Р.А., Михальчик В.В.**
*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия*
*MIPetrov@mephi.ru*

В условиях роста требований к безопасности эксплуатации и хранения отработавшего ядерного топлива (ОЯТ) критически важным становится анализ деградации циркониевых сплавов. В процессе эксплуатации они подвержены насыщению водородом, что в свою очередь может привести к гидридному охрупчиванию изделия. Ориентация гидридов существенным образом влияет на характер разрушения изделия: радиально ориентированные гидриды способствуют более хрупкому разрушению [1].

Традиционные методы фрактографии, основанные на качественной оценке электронно-микроскопических снимков изломов или макропараметрах (например, изменении площади сечения), не обеспечивают достаточной точности для прогнозирования хрупко-вязкого перехода. В работе предложен автоматизированный подход к количественной оценке механизмов разрушения наводороженных циркониевых сплавов с использованием глубокого обучения.

На основе РЭМ-изображений поверхностей изломов трубчатых образцов, разрушенных при окружном растяжении, разработаны две нейросетевые модели: VGG-16 для оценки доли хрупкой составляющей (точность 98.2%) и U-Net для сегментации хрупких (фасетки скола и квазискола, трещины) и вязких (ямки, перемычки) зон (точность 94.6%).

Показано, что доля хрупких компонент, выделяемая моделями, коррелирует с ориентацией гидридов и позволяет надежно классифицировать тип разрушения: 0-0.3 – вязкий, 0.7-1 – хрупкий, 0.3-0.7 – промежуточный.

Метод превосходит традиционную методику анализа макропараметров, демонстрируя чувствительность к микроструктурным изменениям, таким как ориентация гидридов. Установлено, что хрупко-вязкий переход происходит при критическом значении коэффициента ориентации гидридов, что существенно для прогнозирования долговечности труб в условиях хранения ОЯТ.

Автоматизация фрактографии на основе нейронных сетей открывает путь к стандартизации анализа изломов, повышая точность оценки безопасности конструкционных материалов в атомной энергетике. Результаты работы могут быть внедрены в практику испытаний труб из циркониевых сплавов и использованы при проектировании систем сухого хранения ОЯТ.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-79-10289, https://rscf.ru/project/24-79-10289/)*

[1] Saburov N.S. et al. Fracture Parameters and Plasticity of the Zr–Nb–Sn–Fe Tubes with Different Hydrides Orientations during the Mechanical Testing // Physics of Atomic Nuclei. 2024. Vol. 87, № 12. P. 1789–1799.

# ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА НА ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ ДВИЖУЩИМСЯ ИСТОЧНИКОМ НАГРЕВА

**Веремейчик А.И., Парфиевич А.Н., Мартынов А.В., Шейко А.А.**
*Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь*
*E-mail: vai_mrtm@bstu.by*

Для увеличения срока службы деталей машин и механизмов используются различные методы поверхностной обработки, в частности, обработка потоками высокоэнергетических струй, создаваемых лазерами или плазмотронами, которые вызывают целенаправленное изменение микроструктуры материала и его фазового состава, что в свою очередь ведет к требуемой модификации свойств материалов в приповерхностной зоне, повышая в первую очередь ее микротвердость. Важным вопросом является подбор оптимального режима теплового нагружения, который зависит от уровня температур и скоростей нагрева-охлаждения тела в процессе движения теплового потока. В связи с этим расчеты температурных полей в соответствующих зонах материала имеют достаточно важное значение.

При решении уравнения теплопроводности часто теплофизические характеристики материала принимаются постоянными [1]. Одно из достоинств современных программных средств заключается в том, что они позволяют учитывать зависимости коэффициента теплопроводности λ, удельной теплоемкости *c*, плотности *ρ* от уровня достигнутой температуры. В частности, в статье [2] приводятся аппроксимации соответствующих зависимостей λ, *c*, *ρ* и коэффициента линейного расширения $\alpha_T$ от температуры в диапазоне 20-1200 0С. В [3] эти данные используются до более высоких температур (до 1800 К). Решение задачи теплопроводности при поверхностном нагреве полупространства движущимся с постоянной скоростью по прямолинейной траектории равномерно-распределенным тепловым потоком с различной формой пятна нагрева при постоянных теплофизических характеристиках материала получено методом приложения мгновенных точечных источников в статье [5].

Для оценки влияния свойств материала на температурное поле проведены исследования при действии высококонцентрированного движущегося источника нагрева. Исследования проводились при скорости движения источника нагрева *v*=1 см/с. Образец прямоугольной формы с размерами 200×20×7 мм подвергался действию движущегося источника нагрева. В соответствии со скоростью движения лазера к узлам конечно-элементной модели пошагово последовательно прикладывалась температурная нагрузка. Для моделирования распространения теплового поля вглубь образца создан макрос для *ANSYS* на параметрическом языке программирования *APDL*, с учетом того, что тепловой поток распределяется по диаметру пятна нагрева по закону, близкому к распределению Гаусса. В *APDL*-макросе для учета температурной нагрузки использована следующая зависимость:

$$q = Aq_H \exp\left[-\frac{(x-x_0)^2+(y-y_0-vt)^2}{r_H^2}\right], \qquad (1)$$

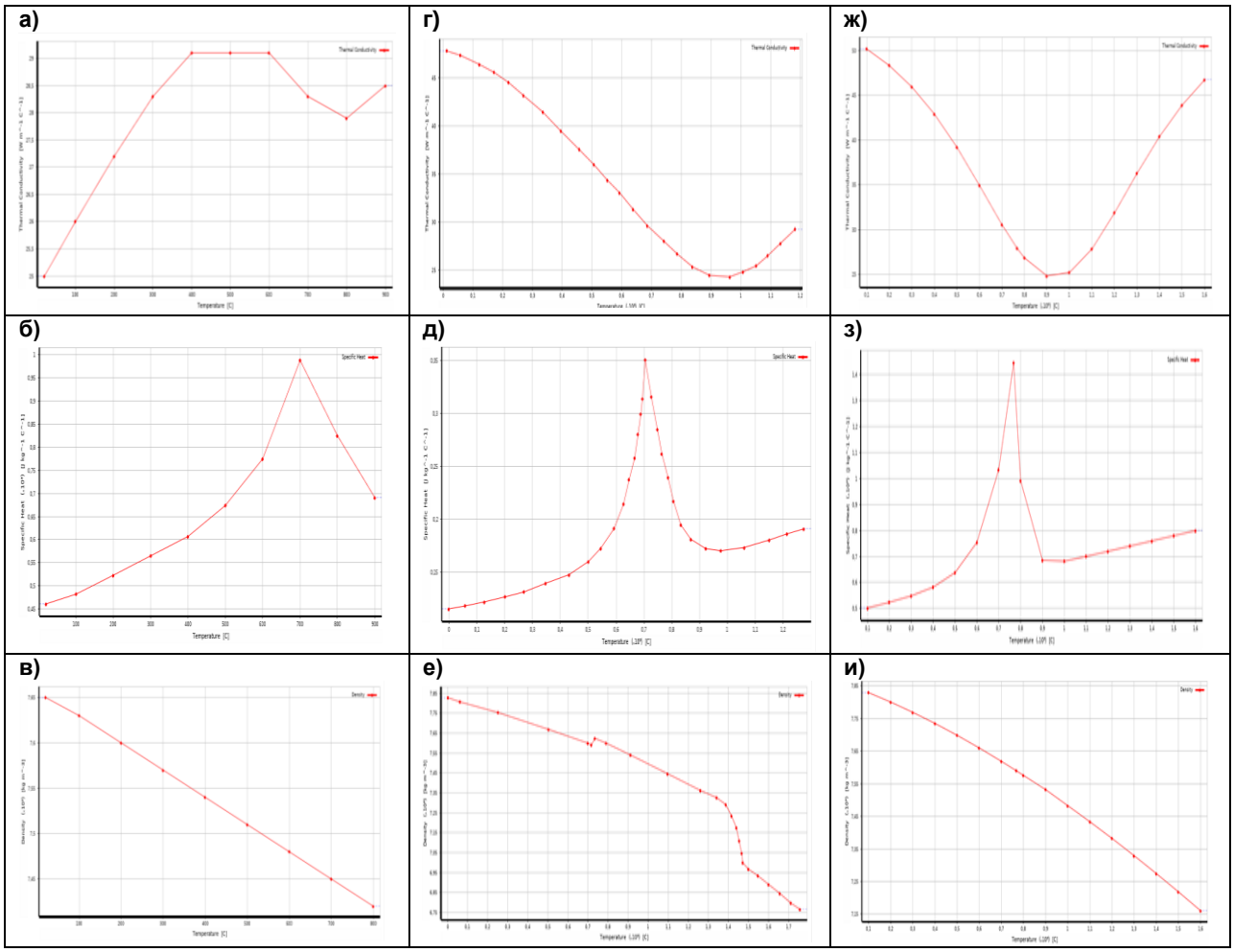
где $q_H = 2,4\cdot 10^7\, Вт/м^2$ – плотность теплового потока на поверхности; $r_H = 5,5\, мм$ – радиус пятна нагрева; $x, y$ – координаты центра пятна нагрева, *м*; $x_0, y_0$ – начальные координаты центра пятна нагрева, *м*; *v* – скорость движения источника тепла, *м/с*; *A* – поглощательная способность материала, зависящая от свойств материала, состояния поверхности, температуры. Начальная температура принималась равной 20 $°C$, эффективная мощность лазера *P*=2,2 кВт. Оси *x* и *y* лежат в плоскости образцов, подверженной термообработке, причем ось y направлена в сторону движения источника нагрева, ось *z* – по направлению действия источника тепла [6].

На всех поверхностях детали задавалась конвекция с различными коэффициентами теплоотдачи $\alpha$. При задании коэффициента учитывалось, что он зависит от характера движения лазера, его физических свойств, размеров и формы поверхности, направления теплового потока и т.д.

Моделирование в среде *ANSYS Workbench* проводилось для четырех различных материалов, один из которых имел постоянные теплофизические характеристики, три других – зависящие от температуры:

1. сталь I – конструкционная сталь *Structural Stell*, плотность ρ = 7850 кг/м$^3$, удельная теплоемкость *c* = 434 Дж/(кг·°С), коэффициент теплопроводности λ = 60,5 Вт/(м·°С),
2. сталь II – коррозионно-стойкая жаропрочная сталь 40Х13 (ГОСТ 5632-72),
3. сталь III – инструментальная углеродистая стальУ7А (ГОСТ 1435-79);
4. сталь IV – среднеуглеродистая сталь [2], у которой $c(T) = 0{,}115 + 0{,}0477 \cdot \frac{T}{1000} + 0{,}194 \cdot \exp\left(-a_5 \cdot |T - 768|\right)$ $\frac{ккал}{кг \cdot °C}$, где $a_5 = 0{,}0099\ град^{-1}$ при $T \le 768$ °С, $a_5 = 0{,}0261\ град^{-1}$ при $T \ge 768$ °С; $\lambda(T) = 48{,}1 - \frac{26{,}9}{ch(0{,}245)} \cdot \left(\frac{T - 935}{100}\right)$ $\frac{ккал}{м \cdot ч \cdot °C}$.

Зависимости характеристик сталей I–IV от температуры приведены на рисунке 1.




**а-в) – сталь II; г-е) – сталь III [4]; ж-и) – сталь IV [2]**

**Рисунок 1 – Зависимости коэффициента теплопроводности (а, г, ж), удельной теплоемкости (б, д, з), плотности (в, е, и) материала от температуры**

Получено распределение температурного поля в различных материалах. На рисунке 2 приведена зависимость температуры от времени.

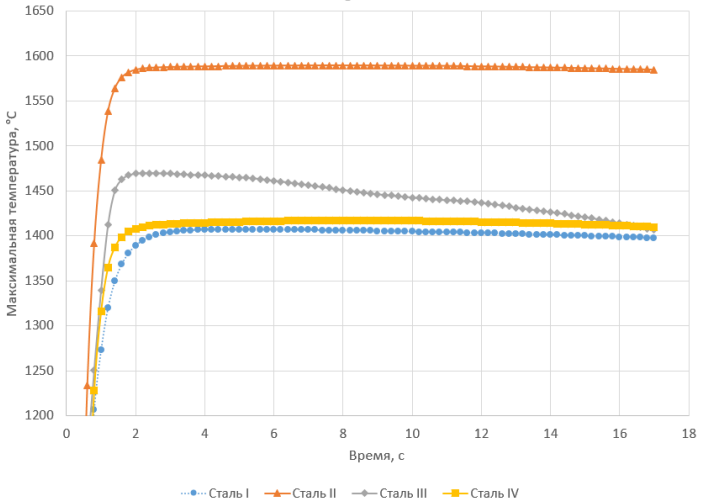



**Рисунок 2 – Зависимости максимальной температуры на поверхности образца от времени**

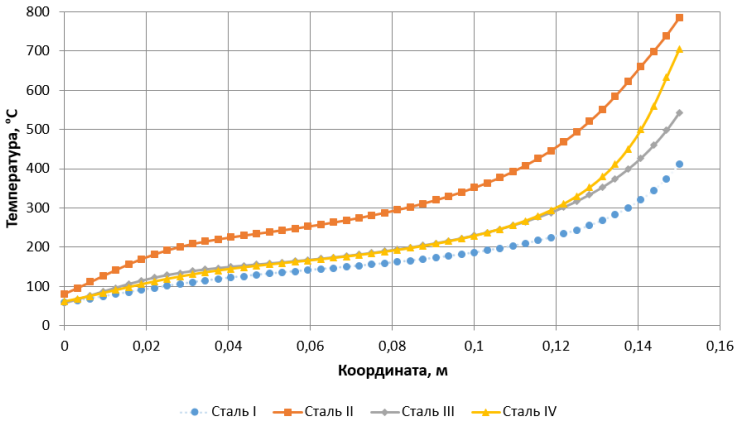



**Рисунок 3 – Зависимости температуры от координаты вдоль траектории движения центра пятна нагрева в момент времени *t*=17 с**

ЛИТЕРАТУРА:

1. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник / Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, И. В. Зуев, А. Н. Кокора. – М. : Машиностроение, 1985. – 496 с.
2. Маковский, В. А. Эмпирические формулы для выражения температурной зависимости теплофизических свойств стали / В. А. Маковский. – Сталь. – 1972. – № 1. – С. 87-89.
3. Тимошпольский, В. И. Теплофизические процессы при нагреве металла в кольцевых печах / В. И. Тимошпольский, Ю. А. Самойлович, О. Г. Хопова // Литье и металлургия. 2005. – №2 (34). – С. 67–72.
4. Ишкиняев, Э. Д. Формирование контролируемых температурных полей при лазерной термической обработке металлов в условиях динамического преобразования профиля интенсивности луча : дис. ... кандидата физико-математических наук : 1.3.19. / Э. Д. Ишкиняев; [Место защиты: ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» ; Диссовет МИФИ.1.01]. — Москва, 2023. — 128 с.
5. Веремейчик, А. И. Моделирование тепловых процессов в полупространстве при нагреве движущимся источником с равномерно-распределенным тепловым потоком / А. И. Веремейчик, Б. Г. Холодарь // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2023. – Т. 68, № 4. – С. 318–330. https://doi.org/10.29 235/1561- 8358-2023-68-4-318-330.
6. Веремейчик, А. И. Моделирование процесса лазерной закалки в ANSYS Workbench / А. И. Веремейчик, М. В. Нерода // Актуальные вопросы машиноведения. – 2021. – Вып. 10. – С. 22–26.

# ВЛИЯНИЕ БАРОКРИОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ ОБРАЗЦОВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

**Черняева Е.В.[1], Волков А.Е.[1], Казаринов Н.А.[2], Волкова Н.А.[3]**
*[1]Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия*
*[2]Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*
*[3]Санкт-Петербургский Государственный Технологический Институт (технический университет), Санкт-Петербург, Россия*

Наиболее сильное влияние на структуру и механические свойства материалов оказывает пластическая деформация, произведенная при низкой температуре. Такой способ обработки получил название "барокриодеформирование" (БКД). Оценить изменение состояния материала в результате БКД можно, изучая изменение характеристик сигналов акустической эмиссии (АЭ), генерируемых при деформации образцов до и после БКД. Удобным способом создания такой деформации является индентирование.

В данной работе выполнено сравнение сигналов АЭ, полученных путем индентирования образцов, испытавших различные степени БКД. В качестве исследуемых характеристик сигналов рассматриваются энергия, медианная частота, фрактальная размерность спектра. Сравнение сигналов, полученных на образцах с различной степенью бакрокриодеформации, производили по различающей информации Кульбака – Лейблера и по сравнительным диаграммам спектров. Обнаружено, что по мере роста степени БКД энергия сигналов уменьшается, а медианная частота увеличивается, что косвенно свидетельствует об измельчении структуры материала. Фрактальная размерность спектра снижается, что означает уменьшение хаотичности спектра (его большей регулярности). На сравнительных диаграммах происходит перераспределение высоты максимумов, визуализирующее изменение спектра сигналов.

Таким образом, параметры сигналов позволяют судить об изменении структуры материала.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Санкт-Петербургского государственного университета (проект 116636233).*

# ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ПРОВОЛОК ИЗ СПЛАВОВ Al-Zr, Al-0.27Zr-0.17Si-0.30Er ПРИ КОМНАТНОЙ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

**Комельков А.В., Нохрин А.В., Бобров А.А., Сысоев А.Н., Шишулин Е.О., Морозкина Е.О.**

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Российская Федерация, komelkov@unn.ru*

В современной электротехнике остается актуальной задача о разработке легких проводниковых материалов (в частности, алюминиевых сплавов), обладающих высокой прочностью и пластичностью, а также способностью эксплуатироваться длительное время в условиях повышенных температур без существенного снижения механических характеристик [1].

Перспективными материалами для новых алюминиевых проводников выступают микролегированные сплавы, где в качестве легирующих элементов выступают редкоземельные и/или переходные металлы [2]. В таких алюминиевых сплавах при нагреве происходит распад твердого раствора с выделением нанодисперсных частиц второй фазы $Al_3X$. Образующиеся наночастицы обеспечивают дисперсионное упрочнение сплава и препятствуют движению границ зерен при рекристаллизации, повышая термическую стабильность зеренной структуры. Это обеспечивает повышение электропроводности алюминиевого сплава и стабилизацию его механических свойств.

В настоящей работе были исследованы свойства тонких проволок (компонентов многожильного провода) из сплавов (здесь и далее все концентрации указаны в вес.%) Al-0.26Zr (№ 1), Al-0.36Zr (№ 2), Al-0.27Zr-0.17Si-0.30Er (№3), точные составы сплавов определены методом атомно-эмиссионной спектрометрии с индуктивно связанной плазмой (спектрометр Varian ICP OES 720-ES). Слитки 22×22×160 мм были изготовлены методом литья в атмосфере инертных газов с индукционным нагревом и перемешиванием (литьевая машина INDUTHERM VTC 200), из слитков методом ротационной ковки (ротационно-ковочная машина R5-4-21 HMP) были изготовлены прутки Ø 6 мм, из которых холодным волочением получена проволока Ø 0.3 мм. Сплав № 2 перед деформацией был термообработан по режиму 500°С, 104 ч, а сплав № 3 – по режиму 300°С, 100 ч. Цель термообработки – предварительное старение сплавов, обеспечивающее понижение удельного электросопротивления (УЭС) конечного изделия – проволоки. Оптимальные режимы термообработки определены авторами на предыдущих этапах исследований [3].

Для исследования термостойкости проволок проводились испытания по ГОСТ Р МЭК 62004-2014, в соответствии с которым 1-часовые отжиги при температурах 230, 280 и 400 °С моделируют эксплуатацию алюминиевой проволоки в течение 400 ч при 180, 240 и 310 °С, соответственно, или эксплуатацию в течение 350 400 ч при 150, 210 и 230 °С, соответственно.

Измерение УЭС проволок выполняли с помощью цифрового измерителя иммитанса Е7-8. Испытания проволок на растяжение проводили при скорости деформации 10 мм/мин, по диаграмме «напряжение σ – деформация ε» определяли значения пределов прочности $\sigma_B$ и относительного удлинения до разрушения δ. Для получения статистически достоверных результатов проводили испытания не менее чем трех образцов в каждой серии. Испытания проволок на растяжение и измерение их УЭС выполняли при комнатной (25°С) и при повышенных температурах: 100, 200, 300 °С. Фрактографическое исследование изломов было проведено с применением растрового электронного микроскопа (РЭМ) Jeol JSM 6490.

На рисунке 1 приведены диаграммы растяжения проволок из сплава № 1 при различных температурах в исходном состоянии и после проведенных испытаний на термостойкость.

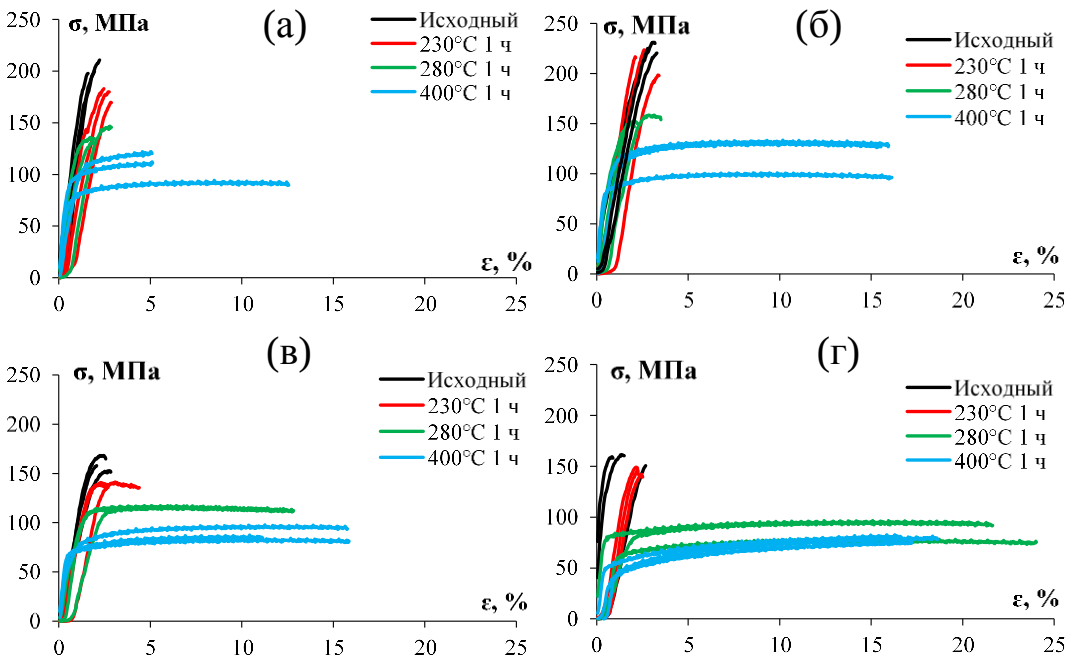



**Рисунок 1 – Диаграммы растяжения проволоки №1 при температуре 25°С (а), 100°С (б), 200°С (в), 300°С (г) в состоянии после волочения и после испытаний на термостойкость по ГОСТ Р МЭК 62004-2014**

На рисунке 2 приведены диаграммы растяжения проволок из сплава № 3 при различных температурах после 60-минутного отжига при 280°С.

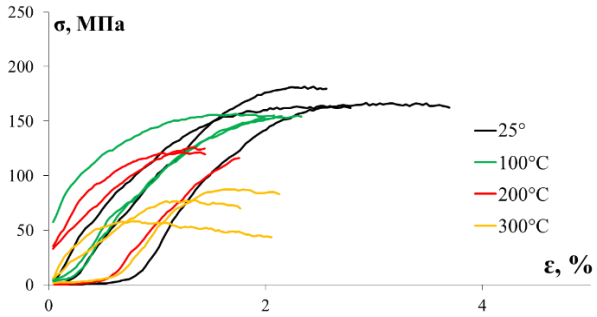



**Рисунок 2 – Диаграммы растяжения проволоки №3 при температуре 25°С (а), 100°С (б), 200°С (в), 300°С (г) после 60-минутного отжига при 280°С**

Повышение температуры испытаний приводит к снижению прочности и пластичности проволок. По нашему мнению, это связано с температурной активацией дополнительных плоскостей скольжения дислокаций, а также с накоплением дислокационных петель на некогерентных частицах $Al_3Zr$, выделившихся из твердого раствора по прерывистому механизму распада. Такие частицы могут выступать в роли концентраторов напряжений, на которых происходит разрыв образцов. Результаты фрактографии подтверждают наличие частиц в области изломов. Разрушение всех испытанных образцов имеет вязкий характер, при этом изломы образцов, испытанных при температурах 200-300 °С, имеют признаки сверхпластической деформации (рис. 3).

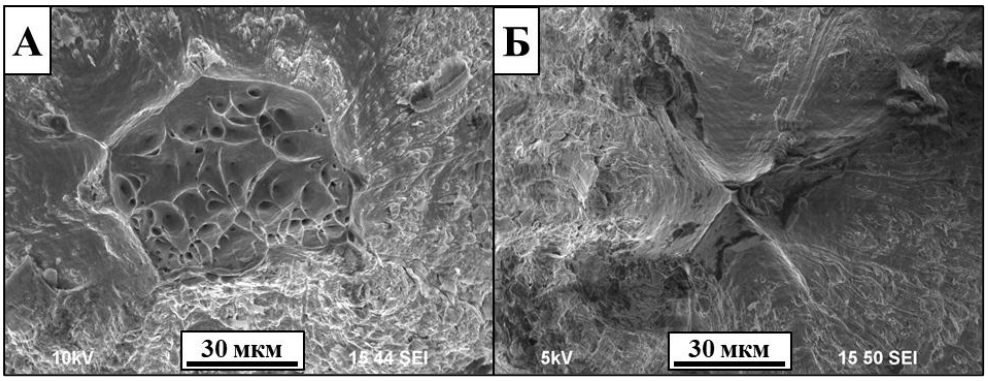



**Рисунок 3 – Результаты фрактографического исследования образцов проволок из сплава №1: (А) – проволока после 60-минутного отжига при 230°С, излом получен растяжением при комнатной температуре; (Б) – проволока после 60-минутного отжига при 280°С, излом получен растяжением при температуре 300°С. РЭМ**

Проволока из сплава № 3 обладает наилучшими показателями термостойкости и механическими свойствами при повышенных температурах. Для всех образцов проволок наблюдался линейный рост УЭС с повышением температуры в интервалах 25-300 °С вследствие рассеивания электронов проводимости на фононах, что согласуется с известным правилом:

$$\rho = \rho_0 \cdot (1 + \alpha t)$$

где $\rho$ – УЭС при температуре $t$, $t$ – температура в °С, $\rho_0$ – УЭС при 0 °С, $\alpha$ – температурный коэффициент сопротивления в °С$^{-1}$. В таблице 1 приведены значения $\rho_0$ и $\alpha$ для исследованных проволок (в состоянии после волочения).

**Таблица 1 – Значения $\rho_0$ и $\alpha$ для исследованных проволок**

| № сплава | $\rho_0$, мкОм·см | $\alpha \cdot 10^3$, °С$^{-1}$ |
|---|---|---|
| 1 | 3,00 | 3,9 |
| 2 | 2,63 | 4,3 |
| 3 | 2,92 | 4,0 |

Коэффициент α для всех исследуемых образцов близок к температурному коэффициенту сопротивления чистого алюминия. Следовательно, микролегирование, деформационная обработка и малое количество частиц второй фазы практически не влияют на коэффициент α.

*Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант №20-19-00672).*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

[1] Телешов В.В., Захаров В.В., Запольская В.В. Развитие алюминиевых сплавов для термостойких проводов с повышенной прочностью и высокой удельной электропроводимостью // Технология легких сплавов. 2018. №1. С. 15-27.

[2] Захаров В.В. О легировании алюминиевых сплавов переходными металлами // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. №2(740). С. 3-8.

[3] А.В. Комельков, А. В. Нохрин, А. А. Бобров, А. Н. Сысоев Исследование термической стабильности структуры и свойств слитков и тонких проволок из сплавов Al-Zr // Физика металлов и металловедение, 2024, том 125, № 6, с. 765–776

# ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Ni-Co-Cu-Zr-Hf И ИХ УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА

***Рубаник В.В. мл.[1], Рубаник В.В.[1], Никифорова И.В.[1], Луцко В.Ф.[1], Tran Bao Trung[2], Doan Dinh Phuong[2], Dinh Chi Linh[2]**

*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

*Institute of Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Vietnam*

**e-mail: ita@vitebsk.by*

В настоящее время высокоэнтропийные сплавы (ВЭСы) привлекают все большее внимание исследователей. Их отличительной особенностью является высокая конфигурационная энтропия смешения вследствие введения большого числа химических элементов. В результате в таких сплавах могут образовываться фазы на основе неупорядоченных твердых растворов замещения с искаженной ОЦК или ГЦК кристаллической структурой. Такие сплавы могут демонстрировать необычные физико-механические свойства: сочетание высокой твердости, прочности и хорошей пластичности, высокой ударной вязкости в широкой области низких температур, высокой термической устойчивости метастабильных дисперсионно-упрочненных структурных состояний и др.

Перспективным направлением исследований представляется получение ВЭСов, обладающих памятью формы, и изучение их физико-механических свойств, что может быть востребовано для практического применения, учитывая опыт широких исследований «обычных» наноструктурных сплавов в различных научных центрах. Кроме того, интересным в фундаментальном и прикладном плане является изучение влияния на структуру и свойства ВЭСов внешних энергетических воздействий, в частности ультразвук, что перспективно как для развития технологии их обработки, так и для достижения необходимого сочетания физико-механических свойств вследствие структурных изменений.

Образцы высокоэнтропийного шестикомпонентного сплава Ti-Ni-Co-Cu-Zr-Hf были получены в Институте материаловедения Вьетнамской академии наук и технологий методом дуговой плавки в среде особо чистого аргона. Чистота исходных металлических элементов составляла не менее 99,8%. Для обеспечения однородности распределения химических веществ слитки переплавлялись шесть раз в среде аргона. По такой технологии были получены образцы четырех химических составов: $Ni_{20}Co_{10}Cu_{20}Ti_{16.67}Zr_{16.67}Hf_{16.67}$, $Ni_{20}Co_{10}Cu_{20}Ti_{16.67}Zr_{20}Hf_{13.33}$, $Ni_{20}Co_{10}Cu_{20}Ti_{16.67}Zr_{18.33}Hf_{15}$, $Ni_{20}Co_{10}Cu_{20}Ti_{16.67}Zr_{13.33}Hf_{20}$.

Методами оптической микроскопии изучена структура полученных сплавов после выплавки. Установлено, что все исследуемые сплавы характеризуются дендритной структурой со средним размером зерен 8-10 мкм и кристаллизуются в основную фазу, которой является фаза B2. Междендритные области характеризуются наличием пор. Общее содержание титановой и никелевой групп в основной фазе $(NiCoCu)_{50}(TiZrHf)_{50}$ соответствует соотношению близкому к 50:50, как это наблюдается в бинарном сплаве TiNi. Кроме основной фазы наблюдаются также частицы вторичных фаз.

Установлено, что на дифрактограммах всех исследуемых сплавов наблюдаются пики, соответствующие высокотемпературной аустенитной фазе **B2**, которые более явно выражены для сплава состава $Ni_{20}Co_{10}Cu_{20}Ti_{16.67}Zr_{13.33}Hf_{20}$. Присутствие на дифрактограммах пиков слабой интенсивности, характеризующих фазу **B19'**, свидетельствуют о том, что часть материала может находиться в низкотемпературном мартенситном состоянии. Наиболее это проявляется для сплава состава $Ni_{20}Co_{10}Cu_{20}Ti_{16.67}Zr_{20}Hf_{13.33}$ с максимальной концентрацией циркония.

Микротвердость исследуемых сплавов возрастает практически на 40% при увеличении концентрации циркония в титановой группе и является максимальной для сплава состава $Ni_{20}Co_{10}Cu_{20}Ti_{16.67}Zr_{20}Hf_{13.33}$, содержащего 20ат.% циркония, что может быть связано с ростом доли вторичных фаз и уменьшением размера зерен. На дифрактограммах всех исследуемых сплавов наблюдаются пики, соответствующие высокотемпературной аустенитной фазе B2, и пики, соответствующие мартенситной

фазе B19’, свидетельствующие о том, что материал может испытывать мартенситное превращение при охлаждении и нагреве.

Полученные сплавы также подвергали ультразвуковой обработке, для чего использовали ультразвуковую колебательную систему, состоящую из магнитострикционного преобразователя, бустера и волновода полуволновой длины. Обработку образцов осуществляли в пучности механических напряжений стоячей волны волновода в закрепленном состоянии. При этом в середине волновода механические смещения равны нулю, а механические напряжения максимальны. Обрабатываемый образец в виде диска помещали внутрь полости волновода в пучность напряжений, и закреплялся с помощью специального винта с усилием 90 Нм, обеспечивая тем самым надежный акустический контакт между волноводом и обрабатываемым образцом. Питание ультразвукового преобразователя ПМС15А-18 осуществляли от генератора УЗГ2-4М с резонансной частотой в диапазоне 16,8÷19,2 кГц и мощностью 4,5 кВт. Предполагается, что ультразвуковая обработка высокоэнтропийных сплавов позволит целенаправленно изменять их физико-механические свойства.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект Т24В-007, проект Т24ВА-001), Вьетнамской Академии наук и технологий (проект QTBY02.03/24-25, проект QTBY01.04/24-25).*

# МНОГОСЛОЙНЫЕ ПОКРЫТИЯ, ОСАЖДАЕМЫЕ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ

**Латушкина С.Д., Посылкина О.И., Романов И.М., Сечко И.А.**
*Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь*
*phti@tut.by*

Металлы и сплавы с функциональными покрытиями с точки зрения развития коррозионных процессов представляют собой сложные системы, поведение которых при эксплуатации определяется различными физико-электрохимическими механизмами. Наиболее распространенным типом коррозии является электрохимическая, которая имеет место при взаимодействии металлических систем с жидкими электролитами (водой, водными растворами солей, кислот и щелочей, расплавленными солями и щелочами) и является гетерогенной электрохимической реакцией электролитов с металлами. В этом случае существенную роль в обеспечении коррозионной защиты изделий играет как химическая инертность материала покрытия, так структура и дефектность последнего.

В настоящее время большое внимание уделяется разработке композиционных покрытий, в наибольшей степени удовлетворяющих концептуальному подходу к покрытию, как промежуточной технологической среде между защищаемой поверхностью и агрессивной средой. Анализ исследований, проводимых в настоящее время, позволяет выделить несколько основных направлений:

– осаждение многокомпонентных покрытий с наноразмерной структурой ((Ti,Al)N, TiN/Cu, (Ti,Cr)N и др.) [1–3];

– осаждение покрытий с градиентной и модулированной структурой [4,5];

– осаждение многослойных структур требуемого состава и с регламентированными свойствами [6-8].

При выборе состава многокомпонентного покрытия необходимо учитывать не только кристаллохимическую совместимость материалов покрытия и защищаемой поверхности, но и характер контактирования системы покрытие – основа с агрессивной средой. Обусловлено это различными механизмами протекания коррозионных процессов и, соответственно, их последствиями. Известно, что конденсированные пленки мононитридных покрытий различных переходных металлов, осаждаемые вакуумно-дуговым методом, характеризуются выраженной столбчатой структурой. Это происходит за счет кристаллизации пленки путем подавления роста мелких зерен и преимущественного роста наиболее крупных. Поскольку конденсация слоев покрытия проводится при относительно высокой температуре, после охлаждения покрытия до комнатной температуры на границах зерен концентрируются механические напряжения. Причем, чем больше размер зерна, тем выше напряжения на его границах. Это заметно ухудшает прочность сцепления зерен друг с другом за счет уменьшения энергии химической связи между атомами различных зерен, приводит к образованию сквозных пор в покрытии, а также повышает химическую активность межзеренных границ. Образование пор способствует возникновению очагов коррозии и ее быстрому распространению. Высокая химическая активность межзеренных границ способствует их быстрому окислению при воздействии агрессивных факторов, что приводит к потере его защитных свойств и дальнейшему разрушению. В тоже время введение легирующего элемента (Al, Zr, Cr и др.) в состав покрытия на основе нитрида титана приводит к изменению его структуры до мелкодисперсной и, соответственно, позволяет значительно улучшить его защитные свойства [8].

Покрытие многослойно-композиционного типа в наибольшей степени обеспечивает не только кристаллохимическую совместимость материалов покрытия и защищаемой поверхности, но и высокую коррозионную стойкость в агрессивной среде. Так, многослойные покрытия, имеющие гетерофазное строение и переменные свойства по толщине, являются высокоустойчивыми к процессам химико-окислительного характера [9,10].

Такое покрытие должно быть, как минимум, трехслойным (внутренний, наружный и переходный слои). Высокая прочность адгезии внутреннего слоя покрытия

и основы может быть обеспечена при отрицательном значении изобарного потенциала [11] реакции между ними, в то время как низкая химическая активность наружного слоя покрытия по отношению к агрессивной среде обеспечивается при высоком содержании в этом слое наиболее стабильных электронных конфигураций (типа $sp^3$, $s^2p^6$, $d^5$ и др.). С помощью промежуточных слоев покрытия должен осуществляться главный переход от свойств материала защищаемой поверхности к свойствам материала наружного слоя.

В данной работе разработана архитектура композиционного нитридного покрытия на основе системы титан-хром (рис. 1). В качестве адгезионного был выбран слой титана, следующий за ним нитрид титана предлагался для снижения тепловых и упругих напряжений. В качестве слоев с наноразмерной структурой были выбраны слои соединения (Ti,Cr)N с концентрацией хрома от 15 до 20%, обеспечивающие минимальную пористость, уменьшение остаточных напряжений, технологическую возможность увеличения толщины покрытия с сохранением адгезионной прочности композиции на защищаемой поверхности. Технологически это решалось уменьшением тока дуги хромового катода в процессе вакуумно-дугового осаждения.

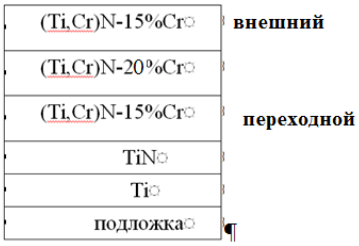



**Рисунок 1 – Архитектура нитридного покрытия на основе системы титан – хром**

Суммарная толщина слоев титана и нитрида титана была постоянной и составляла 0,5 мкм. Для оптимизации архитектуры покрытия варьировались толщины (Ti,Cr)N с различной концентрацией хрома. Результаты исследований приведены в таблице 1.

**Таблица 1 – Микротвердость и стационарный электродный потенциал композиционных покрытий на основе титан-хром**

| | Толщина слоя (Ti,Cr)N – 15% Cr, мкм (переходной) | Толщина слоя (Ti,Cr)N - 20% Cr, мкм | Толщина слоя (Ti,Cr)N – 15% Cr, мкм (внешний) | H, ГПа | φ, мВ |
|---|---|---|---|---|---|
| | - | 1,0 | 0,5 | 40,0 | -320 |
| | 0,1 | 0,5 | 0,9 | 39,0 | -300 |
| | 0,3 | 0,5 | 0,7 | 37,7 | -235 |
| | | 0,6 | 0,6 | 37,2 | -225 |
| | | 0,7 | 0,5 | 38,9 | -250 |

Согласно электрохимической теории коррозии стационарный электродный потенциал системы является не только характеристикой её коррозионной стойкости, но и откликом на напряжённое состояние последней. Как показали проведенные исследования, необходимым условием обеспечения высоких защитных свойств является формирование промежуточного (между TiN и (Ti,Cr)N-20% Cr) слоя (Ti,Cr)N-15% Cr, причем толщина его должна быть 0,3 мкм. Смещение в отрицательную область электродного потенциала композиционного покрытия с увеличением толщины слоя (Ti,Cr)N-20% Cr свидетельствует о нарастании уровня внутренних напряжений в покрытии.

Таким образом, как показали проведенные исследования, для повышения коррозионной стойкости многослойных покрытиях необходимо формирование слоя (Ti,Cr)N с градиентом концентрации хрома по толщине.

*Работа выполнена при поддержке гранта БРФФИ № Т23РНФМ-012.*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Андреев, А.А. Вакуумно–дуговые покрытия / А.А. Андреев, Л.П. Саблев, С.Н. Григорьев // Харьков: ННЦ ХФТИ. – 2010. – 318 с.

2. Nanostructured Coatings (Ti,Zr)N as a Barrier to Hydrogen Diffusion into Ti0.16Pd (wt.%) Alloy / L. Aleksandr [et al.]. // Metals. – 2021. – Vol.11. – P. 1332.3.

3. Formation of wear–resistant nanostructured TiN/Cu coatings / S.D. Latushkina [et al.] // Journal of Friction and Wear. – 2016.– Vol.37.– №1.– P. 27–31.

4. S. PalDey, S.C. Deevi. Properties of single layer and gradient (Ti,Al)N coatings// Materials Science and Engineering A, vol. 361, 2003, p. 1–8.

5. Иванов, Ю.Ф., Синтез мультимодальных поверхностных структур в металлокерамических сплавах. /|Ю.Ф. Иванов, В.Я. Овчаренко, А.В. Белый // Наноинженерия.– 2013.–№7. – .С. 3–7.

6. Yanfei Liu. Multilayer Coatingsfor Tribology: A Mini Review / Liu Yanfei, Yu Shengtao, Shi Qiuyu, Ge Xiangyu, Wang Wenzhong // Nanomaterials.– 2022. – 12. –1388.

7. Smyslov, A.M. Mechanical properties and the level of internal stresses of multilayer ion-plasma coatings Ti-TiN and Ti-TiVN for parts made of titanium alloys / A.M. Smyslov, [et al.]// Vestnik UGATU. – 2019. – Vol. 23. – No. 4 (86). – P. 42–48.

8. Структура и свойства многослойных покрытий CrN/TiN на меди и медно–бериллиевом сплаве, нанесенных методом вакуумно–дугового плазменно–ассистированного осаждения/ Колубаев А.В. [и др.].// Физическая мезомеханика. – 2022. – № 2.–С.35–46

9. Многослойное защитное покрытие. Патент № 19636 РБ Латушкина С.Д., Пискунова О.Ю., Комаровская В.М., Емельянов А.В., Емельянов В.А., Сенько С.Ф.

10. Synthesis of Al-Ti-Fe-Cr-Ni-N protective coatings by the method of vacuum-arc deposition from a separated vacuum flow Svetlana Latushkina, Dmitry Kuis, Olga Posylkina, Andrey Kasperovich, Evgeniy Panin // Materials Letters. –2021. – 303 (130527).

11. Верещака А. С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. – М.: Машиностроение, 1993. – 336 с.

# ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ Mg/Al В КАЧЕСТВЕ СОРБЕНТОВ САЛИЦИЛОВОЙ КИСЛОТЫ

**Семенкова Д.И.[1,2], Солохо Д.С.[1], Голубев Р.А.[1,2], Константинов П.Е.[2], Нгуен Ван Линь[1], Савицкий В.О.[2], Ужекина А.Н.[2], Егоров А.Р.[1], Критченков А.С.[1,2]**
*[1]Российский университет дружбы народов, Москва, Российская Федерация*
*[2]Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Республика Беларусь*
*E-mail: darya.semenkova02@mail.ru*

Актуальной задачей современной химии является разработка высокоэффективных материалов для очистки сточных вод фармацевтических предприятий и учреждений здравоохранений от экологически опасных загрязнителей одним из которых является салициловая кислота [1]. Слоистые двойные гидроксиды (СДГ) представляют перспективный класс неорганических материалов, выступающих в роли эффективных сорбентов, благодаря уникальной структуре и ионно-обменным свойствам.

Нами был проведен синтез слоистых двойных гидроксидов Mg/Al соотношением катионов металлов 2:1 с использованием ультразвуковой установки, которая позволяет не только сократить время синтеза [2], но и получить более эффективный сорбент. Частота колебаний при ультразвуковом синтезе составляла 28кГц, а временной промежуток обработки реакционной смеси – 5 минут, 15 минут, 30 минут, 1 час. Полученные после обработки образцы были охарактеризованы комплексом физико-химических методов анализа. Данные рентгенофазового анализа подтвердили слоистую структуру полученных нами образцов. Для оценки их эффективности был проведен эксперимент по изучению термодинамики и кинетики сорбции салициловой кислоты полученными СДГ. Количество поглощенной салициловой кислоты определяли спектрофотометрически. Термодинамика изученного сорбционного процесса наиболее удачно описывается моделью Фрейндлиха. Данные кинетического эксперимента свидетельствуют о том, что уравнение псевдо-второго порядка наиболее точно описывает кинетику сорбционного процесса.

Для выявления наиболее эффективного сорбента мы сравнили $K_F$ (константы Фрейндлиха) каждого образца, а также $k_2$ (константы второго порядка).

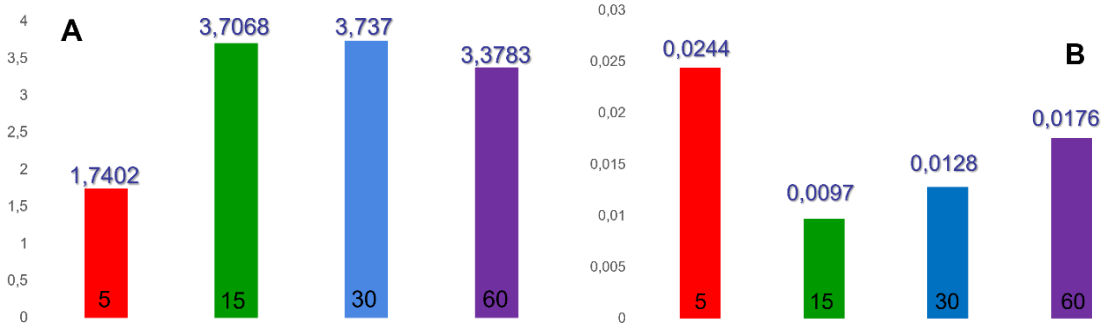



**Рисунок 1 – А Сравнение $K_F$; В Сравнение $k_2$**

Наибольшей сорбционной эффективностью характеризуется образец, обработанный ультразвуком 28кГц в течение 30 минут (Рис. 1, А), хотя для данного образца характерна невысокая скорость сорбционного процесса (Рис. 1, В).

Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект Т25УЗБ-121, отдельный проект фундаментальных и прикладных научных исследований "Ультразвуковой синтез слоистых двойных гидроксидов медицинского назначения")

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Wet oxidation of salicylic acid solutions / Sergio Collado [et al.] // Environ Sci Technol.– 2010. – No 44 (22). – https://pubs.acs.org/doi/10.1021/es1021944

2. Sokol D., Vieira D.E.L., Zarkov A., Ferreira M.G.S., Beganskiene A., Rubanik V.V., Shilin A.D., Kareiva A., Salak A.N. Sonication accelerated formation of Mg–Al phosphate layered double hydroxide via sol-gel pre pared mixed metal oxides. Scientific Reports, 2019, vol. 9, no. 1, 10419.

# СРАВНЕНИЕ СОРБЦИИ ИОНОВ ХРОМА(VI) СЛОИСТЫМ ДВОЙНЫМ ГИДРОКСИДОМ $MgFe(NO_3^-)$ СИНТЕЗИРОВАННЫМ ТРАДИЦИОННЫМ И УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДАМИ

**Голубев Р.А.[1,2], Семенкова Д.И.[1,2], Константинов П.Е.[2], Нгуен Ван Линь[1], Савицкий В.О.[2], Ужекина А.Н.[2], Егоров А.Р.[1], Критченков А.С.[1,2]**

*[1]Российский университет дружбы народов, Москва, Российская Федерация*

*[2]Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Республика Беларусь*

*asdfdss.asdasf@yandex.ru*

Слоистые двойные гидроксиды (СДГ) – это класс неорганических соединений, состоящий из положительно заряженных слоёв гидроксидов двух- и трехвалентных металлов и межслоевого пространства, с заключёнными в нём анионами (как органическими, так и неорганическими) и молекулами воды. Благодаря своим особым физико-химическим свойствам они находят применение в разных сферах, таких как катализ, медицина, композиты, сорбенты [1].

В приготовлении данный материал очень прост и не требует сложного лабораторного оборудования и дорогостоящих реактивов, однако время, затрачиваемое на синтез, может составлять от суток и более.

Традиционно, синтез протекает в 2 стадии: соосаждение (добавление раствора щелочи к раствору солей двух- и трехвалентных металлов) и кристаллизация (созревание кристаллов СДГ в течение нескольких суток при постоянной высокой температуре) [2].

Однако относительно недавно были опубликованы работы, согласно которым на стадии кристаллизации можно заменить термическую обработку в течение суток на ультразвуковую в течение часа и получить аналогичный продукт [3].

Образцы, синтезированные ультразвуковым методом, могут отличаться по своим физико-химическим свойствам, поэтому в рамках данной работы было решено изучить сорбционные характеристики таких СДГ в сравнении с образцом, синтезированным традиционным методом.

В качестве сорбента был выбран $MgFe(NO_3^-)$, с соотношением ионов Mg и Fe 2:1. Данный СДГ был получен следующими способами: традиционный (сутки на водяной бане при 100 $^0$C,) и ультразвуковой (28 кГц, 40 кГц). Образцы 28 и 40 кГц синтезировали двумя способами: с применением ультразвука только на стадии кристаллизации (в течение 15 минут) и с применением ультразвука в течение всего процесса синтеза (аналогично 15 минут).

В качестве сорбата использовали раствор 0,025н хромата калия $K_2CrO_4$, источник ионов $CrO_4^{2-}$.

Эксперимент по изучению сорбции проводили следующим способом: добавляли 0,150 г соответствующего СДГ, определенное количество хромата (1-2 г) и доводили дистиллированной водой до 12.00 г. Реакционные смеси перемешивались в течение суток, после чего проводился анализ на содержание хрома(VI). Количественный анализ хрома(VI) осуществляли дифенилкарбазидным методом с использованием спектрофотометра (КФК-3) в кюветах на 1 см и на длине волны 540 нм.

На основании экспериментальных данных (таблицы 1-5) можно утверждать, что сорбционная ёмкость у всех образцов, синтезированных ультразвуковым методом, превышает таковую у образца, синтезированного традиционным методом. Это свидетельствует о различии в структуре двух типов образцов или о различии их физико-химических свойств, что требует дальнейшего изучения.

**Таблица 1 – Количественные показатели сорбции MgFe СДГ (традиционный синтез).**

| m 0.025н хромата, г | $m_{в\text{-}ва}$ (изн.) $K_2CrO_4$ в 150 г раствора, мг | $m_{в\text{-}ва}$ (ост.) $K_2CrO_4$ в 150 г раствора, мг | $m_{в\text{-}ва}$ (сорб.) $K_2CrO_4$, мг |
|---|---|---|---|
| 1.00 | 1.61825 | 1.35468 | 0.26357 |
| 1.25 | 2.0228125 | 1.6876 | 0.3352125 |
| 1.50 | 2.427375 | 2.02052 | 0.406855 |
| 1.75 | 2.8319375 | 2.3734152 | 0.4585223 |
| 2.00 | 3.2365 | 2.7129936 | 0.5235064 |

**Таблица 2 – Количественные показатели сорбции MgFe СДГ (Ультразвуковой синтез 28 кГц (УЗО только на стадии кристаллизации)).**

| m 0.025н хромата, г | $m_{в\text{-}ва}$ (изн.) $K_2CrO_4$ в 150 г раствора, мг | $m_{в\text{-}ва}$ (ост.) $K_2CrO_4$ в 150 г раствора, мг | $m_{в\text{-}ва}$ (сорб.) $K_2CrO_4$, мг |
|---|---|---|---|
| 1.00 | 1.61825 | 0.9285424 | 0.6897076 |
| 1.25 | 2.0228125 | 1.2015368 | 0.8212757 |
| 1.50 | 2.427375 | 1.4146056 | 1.0127694 |
| 1.75 | 2.8319375 | 1.7075752 | 1.1243623 |
| 2.00 | 3.2365 | 1.9406192 | 1.2958808 |

**Таблица 3 – Количественные показатели сорбции MgFe СДГ (Ультразвуковой синтез 28 кГц (УЗО весь синтез)).**

| m 0.025н хромата, г | $m_{в\text{-}ва}$ (изн.) $K_2CrO_4$ в 150 г раствора, мг | $m_{в\text{-}ва}$ (ост.) $K_2CrO_4$ в 150 г раствора, мг | $m_{в\text{-}ва}$ (сорб.) $K_2CrO_4$, мг |
|---|---|---|---|
| 1.00 | 1.61825 | 0.7088152 | 0.9094348 |
| 1.25 | 2.0228125 | 0.955176 | 1.0676365 |
| 1.50 | 2.427375 | 1.1349528 | 1.2924222 |
| 1.75 | 2.8319375 | 1.3413632 | 1.4905743 |
| 2.00 | 3.2365 | 1.554432 | 1.682068 |

**Таблица 4 – Количественные показатели сорбции MgFe СДГ (Ультразвуковой синтез 40 кГц (УЗО только на стадии кристаллизации)).**

| m 0.025н хромата, г | $m_{в\text{-}ва}$ (изн.) $K_2CrO_4$ в 150 г раствора, мг | $m_{в\text{-}ва}$ (ост.) $K_2CrO_4$ в 150 г раствора, мг | $m_{в\text{-}ва}$ (сорб.) $K_2CrO_4$, мг |
|---|---|---|---|
| 1.00 | 1.61825 | 0.8486416 | 0.7696084 |
| 1.25 | 2.0228125 | 1.1282944 | 0.8945181 |
| 1.50 | 2.427375 | 1.3147296 | 1.1126454 |
| 1.75 | 2.8319375 | 1.5810656 | 1.2508719 |
| 2.00 | 3.2365 | 1.8007928 | 1.4357072 |

**Таблица 5 – Количественные показатели сорбции MgFe СДГ (Ультразвуковой синтез 40 кГц (УЗО весь синтез)).**

| m 0.025н хромата, г | $m_{в\text{-}ва}$ (изн.) $K_2CrO_4$ в 150 г раствора, мг | $m_{в\text{-}ва}$ (ост.) $K_2CrO_4$ в 150 г раствора, мг | $m_{в\text{-}ва}$ (сорб.) $K_2CrO_4$, мг |
|---|---|---|---|
| 1.00 | 1.61825 | 0.9352008 | 0.6830492 |
| 1.25 | 2.0228125 | 1.3080712 | 0.7147413 |
| 1.50 | 2.427375 | 1.52114 | 0.906235 |
| 1.75 | 2.8319375 | 1.7608424 | 1.0710951 |
| 2.01 | 3.2526825 | 2.0471536 | 1.2055289 |

Также следует отметить, что наибольшей сорбционной емкостью характеризуется образец, синтезированный при помощи ультразвука на частоте 28 кГц, где ультразвук используется во время соосаждения (таблица 6).

**Таблица 6 – Средняя доля сорбированного хромата.**

| Способ синтеза образца СДГ | Средняя доля сорбированного хромата |
|---|---|
| Традиционный синтез | ≈16% |
| Ультразвуковой синтез 28 кГц (УЗО только на стадии кристаллизации) | ≈40% |
| Ультразвуковой синтез 28 кГц (УЗО на стадии соосаждения) | ≈53% |
| Ультразвуковой синтез 40 кГц (УЗО только на стадии кристаллизации) | ≈45% |
| Ультразвуковой синтез 40 кГц (УЗО на стадии соосаждения) | ≈38% |

На основании проведенного исследования можно сделать следующий вывод: применение ультразвука в синтезе СДГ приводит к улучшению их сорбционных свойств. Подобные изменения могут быть связаны с изменениями в структуре или из-за изменения их физико-химических свойств, что требует дальнейшего изучения.

*Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект № Т25УЗБ-121).*

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Williams G.R., O'Hare D. Towards Understanding, Control and Application of Layered Double Hydroxide Chemistry // Cheminform. 2006. Vol. 37. № 45. DOI: 10.1002/chin.200645266.

2. Ibrahimova K.A. The Synthesis Methods and Applica tions of Layered Double Hydroxides – a Brief Review. NNC RK Bulletin, 2022, no. 4, pp. 16–29. DOI: 10. 52676/1729-7885-2022-4-17-29.

3. Salak A.N., Vieira D.E.L., Lukienko I.M. et al. High-Power Ultrasonic Synthesis and Magnetic-Field-Assisted Arrangement of Nanosized Crystallites of Cobalt-Containing Layered Double Hydroxides. ChemEngineering, 2019, vol. 3, no. 3, article number 62. DOI: 10.3390/chemengineering3030062

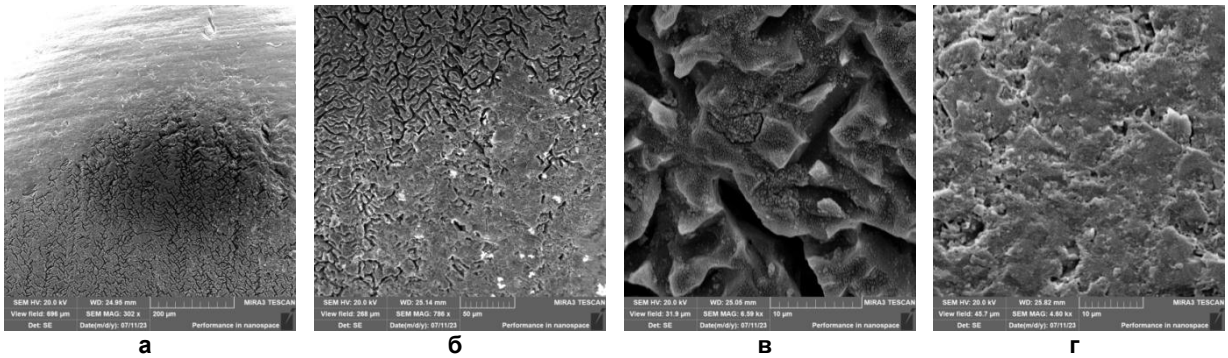
# ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ШЛИФОВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛМАЗА НА СТРУКТУРУ НАРУШЕННОГО СЛОЯ

**Костюкевич П.А., Кузей А.М.**
*Физико-технический институт НАН Беларуси, Беларусь,*
*kostykevichP@yandex.ru*

Совершенствование технологий синтеза монокристаллов алмаза снизило их стоимость и привело к появлению на рынке монокристаллов массой в десятки карат, стоимость которых позволяет использовать их в качестве инструментального материала. Механическая обработка монокристаллов алмаза основана на технологиях обработки (шлифования, полирования, резания) монокристаллов алмаза, разработанных для изготовления бриллиантов [1]. Эти технологии базируются на подходе, заключающимся в ориентации монокристалла таким образом, чтобы обработка (шлифование) проводилась по «мягким» кристаллографическим направлениям (100), (110) либо близким к ним. Расширение ассортимента форм синтезируемых различными способами моно-, поликристаллов алмаза делает целесообразным осуществлять обработку монокристаллов, не ориентируясь на анизотропию твёрдости монокристаллов в различных (001), (100), (111) кристаллографических направлениях. Механическая обработка монокристалла алмаза, как хрупкого материала, приводит к образованию на его поверхности дефектного (нарушенного) слоя, структура и размеры которого влияют на эксплуатационные показатели алмазных изделий (лезвий, пластин, волок и т. д.).

В работе методами электронной сканирующей микроскопии изучена структура нарушенного слоя на поверхности алмаза после круглого шлифования по твёрдым (111) и (110) направлениям. Объектами исследования являются монокристаллы синтетического алмаза массой 150 мг и 180 мг. Кристаллы шлифовали на круглошлифовальном станке марки ШП-3, при скорости вращения кристалла 2000 об/мин и частоте осцилляции кристалла по поверхности алмазно-абразивного круга 10 двойных ходов в минуту.

Режущая способность алмазно-абразивного инструмента при шлифовании монокристаллов алмаза по мягким (100), (110) направлениям составляла 3,1 мг/мин, по твёрдым (100), (111) направлениям 1,1 мг/мин. Морфология поверхности монокристалла после шлифования в направлениях (100) и (110) и обработки в расплаве гидроксида калия представляет собой совокупность блоков размерами 3 –5 мкм, разделённых канавками травления (рис. 1).



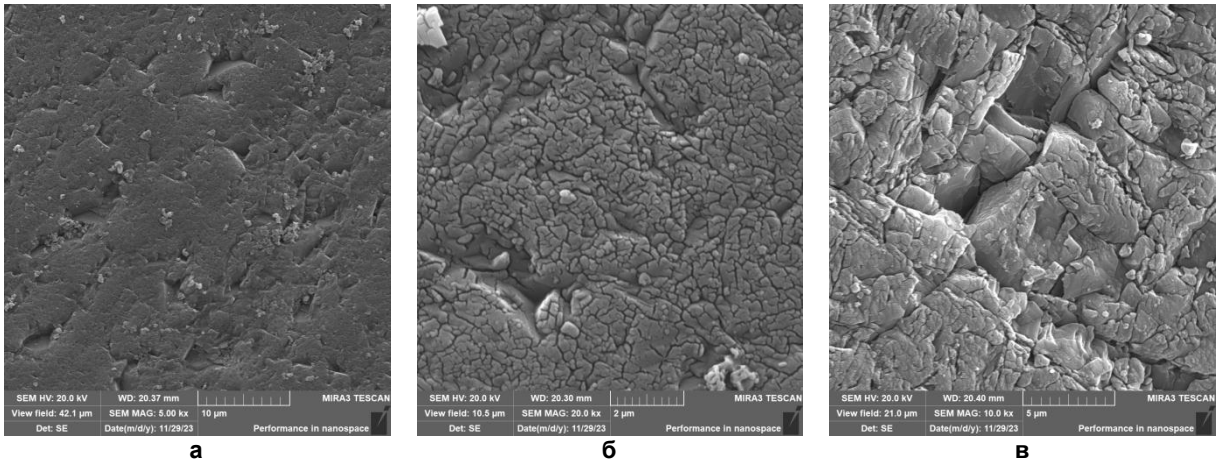
а б в г

**Рисунок 1 – Морфологии изношенных поверхностей монокристалла алмаза:**
**а, б, в – участки монокристалла на границе «мягких» и «твёрдых» направлений;**
**г – участок монокристалла, шлифованного в «твёрдых» направлениях**

Морфология поверхности участка монокристалла на границе между поверхностью, шлифованной в «мягких» направлениях и обработанной в расплаве гидроксида калия, и поверхностью, шлифованной в «твёрдых» направлениях, представляет собой совокупность выступов (гребней) и впадин (канавок травления). На поверхности гребней присутствует сеть микротрещин (рис. 1 в). За этим участком расположен участок поверхности монокристалла, ориентированный в «твёрдом»

направлении к направлению шлифования (рис. 1 г). Морфология изношенной поверхности участка представлена выступами с плоскими вершинами и вершинами с элементами огранки, разделёнными микротрещинами и углублениями различных размеров и формы (рис. 1 г).

Обработка монокристалла в расплаве гидроксида калия сглаживает исходный микрорельеф поверхности (рис. 2 а). Морфологию поверхности монокристалла после обработки в расплаве гидроксида калия представляют выступы (блоки) с плоскими вершинами, разделённые ямками травления и углублениями исходного микрорельефа. Часть ямок травления имеет треугольную форму и расположены под углом к поверхности монокристалла. На поверхности блоков присутствует сеть канавок травления (микротрещин), разделяющих поверхность на ячейки (рис. 2 б). Последующее увеличение длительности обработки монокристалла в расплаве гидроксида калия (с 20 до 30 минут) приводит к формированию микрорельефа из микротрещин различной морфологии и размеров, разделяющих слой на блоки (рис. 2 в). На поверхности блоков присутствуют канавки травления.




**а** **б** **в**

**Рисунок 2 – Морфологии поверхностей монокристалла алмаза, обработанных в расплаве гидроксида калия в течение:**
**а, б – 20 минут;**
**в – 30 минут**

Множественные соударения вершин алмазных зёрен с поверхностью монокристалла при алмазно-абразивном шлифовании монокристалла приводят к образованию областей растяжения-сжатия, релаксация которых приводит к образованию единичных, а затем и сети микротрещин – нарушенного слоя [2, 3]. Изнашивание монокристалла происходит при контактном взаимодействии вершин алмазных зёрен с нарушенным слоем и разрушении его на фрагменты [2 – 4].

Изменение морфологий поверхности монокристалла при переходе от участка с выявленной структурой нарушенного слоя (рис. 1, б), граничащего с участком с выявленной структурой, подвергнутым абразивной обработке (рис. 1 в), к шлифованному участку (рис. 1 г) показывает, что контактное взаимодействие вершин алмазных зёрен с поверхностью монокристалла приводит к образованию на шлифованной поверхности сети микротрещин (рис. 1 в). Рельефы на шлифованной и обработанной в расплаве гидроксида калия поверхности указывают на блочную структуру монокристалла и анизотропию твёрдости участков поверхности монокристалла (рис. 1 г, 2 а). Изменение морфологии поверхности монокристалла при увеличении длительности обработки в расплаве гидроксида калия показывает, что контактное взаимодействие алмазных зёрен с поверхностью монокристалла приводит к образованию нарушенного слоя. Нарушенный приповерхностный слой образован сетью микротрещин и сколов, разделяющих кристалл на блоки (рис. 1 г, 2 а). Блоки разделены сетью микротрещин и канавок травления на ячейки (рис. 2 б). За этим слоем следует слой с микротрещинами различных размеров (рис. 2 в). Микрорельефы на поверхности блоков образованы отдельными канавками травления (микротрещинами).

Шлифование монокристаллов алмаза по «твёрдым» и «мягким» направлениям приводит к формированию на их поверхности нарушенных слоёв из сети микротрещин с раскрытыми и не раскрытыми устьями. Шлифование монокристалла по «твёрдым» направлениям приводит к формированию приповерхностного слоя из сети микротрещин с раскрытыми устьями. Канавки травления на поверхности блоков, разделённых микротрещинами, образованы растворением устьев не раскрытых микротрещин при воздействии расплава гидроксида калия.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Епифанов, В.Е. технология обработки алмазов в бриллианты: Учебник для сред. Проф.-техн. училищ / В.Е. Епифанов, А.Я. Песина, Л.В. Зыков. – 3-е издание., перераб. и доп. – М.: Высш. школа, 1982. – 351 с.

2. Изнашивание монокристаллов алмаза / А.М. Бочаров, А.Ф. Климович, А.С. Старовойтов. – Минск: Беларуская навука, 1996. – 144 с.

3. Rowe, W.B. Principles of modern grinding technology / W.B. Rowe // 2nd ed. – Oxford: Elsevier, 2014. – 480 p. – ISBN 978-0-12-810166-7.

4. Ma, Y. Abrasive Technology of Single-crystal Diamond by Diamond Abrasive Wheel / Y. Ma, Z.F. Lou // Key Engineering Materials. – 2005. – Vols. 291–292. – P. 21–26. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.291-292.21

# ПЛЕНКИ НА ОСНОВЕ ПРИРОДНЫХ ПОЛИСАХАРИДОВ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В КАЧЕСТВЕ МАТРИЦ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

**Критченков И.С.[1,2], Критченкова А.Х.[1], Солохо Д.С.[1], Константинов П.Е.[1]**
[1]*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*
[2]*Российский университет дружбы народов, Москва, Российская Федерация*
*ilya.kritchenkov@gmail.com*

В рамках данной работы нами были получены и исследованы полимерные пленки из различных природных полисахаридов: хитозана, пуллулана и крахмала (Рисунок 1).

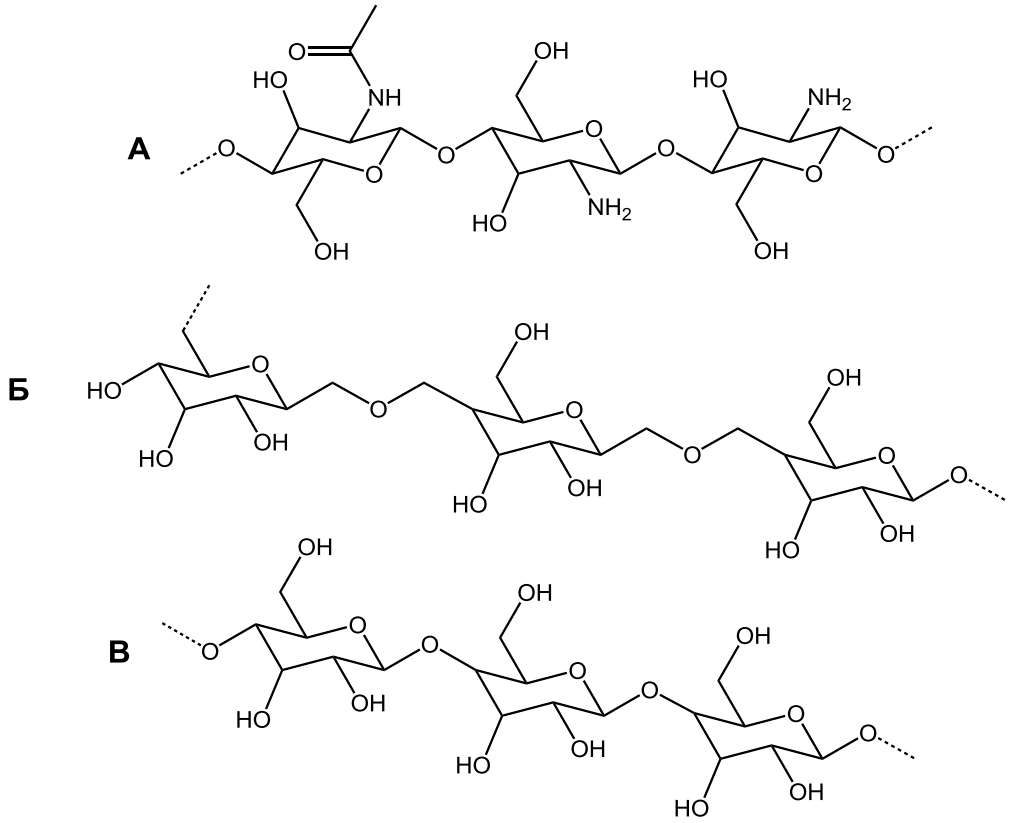



**Рисунок 1 – Схематические изображения фрагментов молекулярных цепей хитозана (А), пуллулана (Б) и крахмала (амилозы – В)**

Для получения данных материалов нами были использованы образцы хитозана различных молекулярных масс: 10000, 60000, 250000, 890000, 1250000 и 1500000 а.е.м. Использованные пуллулан и крахмал (картофельный) не были охарактеризованы поставщиком с точки зрения их молекулярной массы.

Растворение хитозана производилось в 1.0% растворе уксусной кислоты при температуре 60°С, пуллулана – в дистиллированной воде при комнатной температуре, крахмала – в дистиллированной воде при температуре 90°С.

На первом этапе нами были получены пленки из чистых полимеров. Оказалось, что все использованные полисахариды, за исключением крахмала, позволяют получить пленки. Наиболее прочный материал получился из хитозана с молекулярной массой 1500000 а.е.м.

Также стоит отметить, что именно хитозаны более высоких молекулярных масс (250000, 1250000 и 1500000 а.е.м.), а также использованные пуллулан и крахмал характеризовались наименьшей автофлуоресценцией, что важно для получения качественных композитов с люминесцентными сенсорами в дальнейшем.

Оказалось, что использование ультразвука (ультразвуковая ванна, частота колебаний 28 кГц, выходная мощность 50 Вт), существенно ускорило (с 4 часов до 30

минут) получение формовочных растворов хитозана для приготовления итоговых пленок.

Также были исследованы условия получения пленок: путем высыхания при комнатной температуре в течение недели, в сушильном шкафу при температуре 40°С в течение 48 часов, 50°С в течение 24 часов и 60°С в течение 16 часов. Заметной разницы в прочностных характеристиках пленок, полученных при комнатной температуре, 40 и 50°С замечено не было, поэтому в дальнейшем использовался метод получения пленок при высушивании в течение суток при 50°С. Пленки же полученные при температуре 60°С проявили большую хрупкость и незначительную потерю формы.

На следующем этапе нами исследовался вопрос сочетания полимеров хитозана (с молекулярной массой 1500000 а.е.м.), пуллулана, крахмала и иных сортов хитозана.

Были получены пленки пуллулан-крахмал (соотношения 1:1, 1:2, 1:4 и 1:8), хитозан-пуллулан (соотношения 1:1, 1:2, 1:4 и 1:8), хитозан-крахмал (соотношения 1:1, 1:2, 1:4 и 1:8), с использованием хитозана молекулярной массы 1500000 а.е.м., а также пленки из смеси хитозанов с молекулярными массами 1500000 и 250000 а.е.м. (соотношения 1:1, 1:2, 1:4 и 1:8).

Из всех полученных пленок большую прочность, чем материал из чистого хитозана (с молекулярной массой 1500000 а.е.м.), показал композит хитозан-крахмал, с соотношениями этих полисахаридов 1:4 и 1:8 (притом, более прочным оказался материал соотношения 1:4).

Затем нами было исследовано добавление пластификатора (глицерин) на прочность получаемых пленок. Были получены материалы хитозан-крахмал (соотношение 1:4), с добавлением 0.5, 1.0, 2.5 и 5.0% масс. глицерина. Наиболее прочной оказалась пленка с добавлением 1.0% масс. глицерина.

Также были исследованы иные близкие соотношения хитозана и крахмала (1:3, 1:5 и 1:6). Наиболее прочным, в том числе, по сравнению с ранее полученным материалом (соотношение 1:4), оказалась пленка с соотношением хитохзан-крахмал 1:5.

Аналогично исследовали близкие к найденному оптимуму (1.0% масс.) содержания пластификатора в итоговых композитах: были получены пленки с добавлением 1.5 и 2.0% масс. глицерина. Наибольшая прочность оказалась у ранее полученных пленок с добавлением 1.0% масс. пластификатора.

Таким образом, в качестве оптимального состава было выбрано соотношение хитозан-крахмал 1:5, молекулярная масса хитозана 1500000 а.е.м. и добавление 1.0% масс. глицерина. Условия получения пленок – высушивание при температуре 50°С в течение 24 часов.

В дальнейшем данные пленки будут использованы в качестве матрицы, загружаемой синтезированными нами люминофорами для получения итоговых композитных сенсоров температуры. Также будет исследована постсинтетическая обработка полученных композитов парами аммиака, что может придать им большую прочность и влагоустойчивость.

*Публикация выполнена в рамках проекта 021341-2-000 Системы грантовой поддержки научных проектов РУДН.*

*Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект № Т24У-004.*

# УЛЬТРАЗВУКОВОЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ГРАФИТА

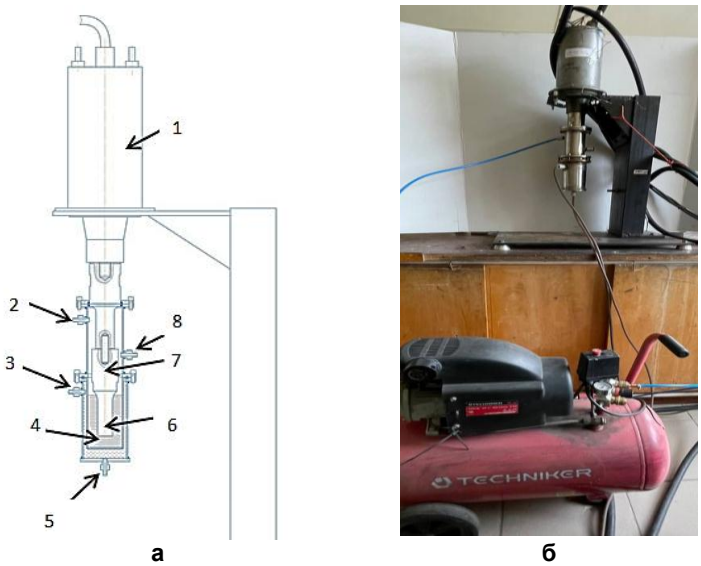
**Рубаник В.В.[1], Савицкий В.О.[1], Луцко В.Ф.[1], Рубаник В.В. мл.[1], Bui Hung Thang[2], Phuong Doan Thang[2], Nguyen Viet Dung[2]**
*[1]Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by*
*[2]Институт материаловедения ВАНТ, Ханой, Вьетнам*

В настоящее время большое внимание уделяется развитию технологий с применением углеродных наноматериалов. В связи с этим, нанографит является перспективным материалом, так как характеризуется особыми физико-химическими свойствами, и поэтому ведутся активные исследования по синтезу и изучению его свойств [1]. Наночастицы графита находят широкое применение в медицине и промышленности благодаря малой плотности и высоким показателям химической инертности, электро- и теплопроводности, адсобционной активности, триботехническим свойствам и являются востребованным материалом в производстве тонких покрытий, прочных и легких композитов, производительных чипов в углеродной наноэлектронике.

Одним из способов измельчения графита до наноразмеров является ультразвуковое диспергирование графитовой суспензии [2]. В процессе ультразвуковой обработки (УЗО) суспензии графита, образующиеся кавитационные пузырьки проникают вовнутрь графитовой структуры, в пространство между кристаллитами или отдельными слоями. При схлопывании пузырьков возникают вторичные ударные волны. Под их действием происходит разрыв связей в графите, разрушение его структуры [3, 4]. Ультразвуковая обработка графита в жидкой среде позволяет избежать аморфизации природного графита даже при длительном воздействии [5], а диспергирование графита в водном растворе ПАВ является эффективным [6]. Обработка суспензии при избыточном гидродинамическом давлении повышает порог кавитации, что позволяет существенно повысить производительность процесса [2, 7].

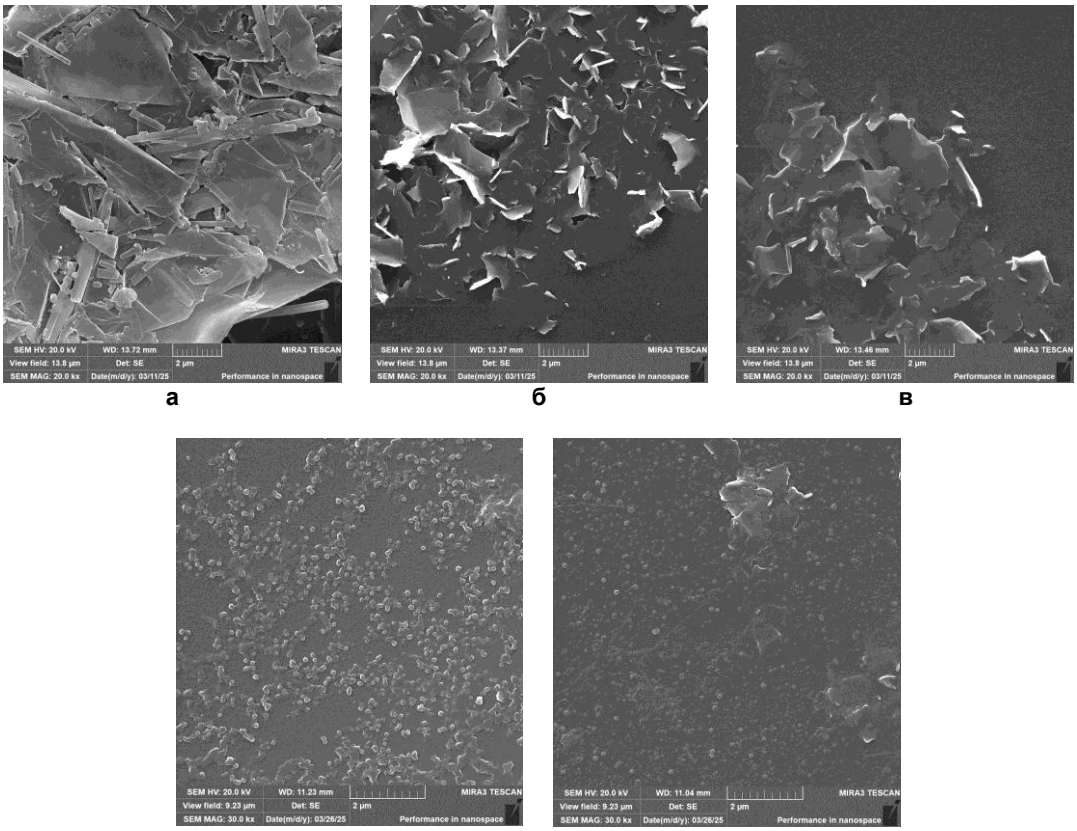
Для приготовления суспензии графита использовали 2,25 г вспененного графита (Exfoliated graphite powder NRE-8016, Индия), который заливался 150 мл воды с 2,25 мл ПАВ Tween-80. УЗО проводили с помощью генератора УЗГ-2-4М (рисунок 1) мощностью 1,5 кВт и частотой ~18 кГц в кавитационном режиме в течение 2 и 5 часов при нормальном и избыточном гидростатическом давлении 2 атм. Амплитуда ультразвуковых колебаний составила ~80 мкм. Исследование морфологии образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения «Mira» фирмы «Tescan» (Чехия) с рентгеноспектральным анализатором фирмы «Oxford Instruments Analytical» (Великобритания) при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Анализ результатов СЭМ показал, что структура исходного графита представляет собой слоистую структуру (рисунок 2а). Ультразвуковое диспергирование суспензий графита привело к значительному измельчению частиц (рисунок 2). Причем после УЗО в течение 2 ч без избыточного гидростатического давления (рисунок 2б) 90% частиц имеют размер меньше 42,5 мкм, а УЗО в течение 2 ч при избыточном гидростатическом давлении 2 атм (рисунок 2г) позволило уменьшить размер частиц практически в 20 раз, 90% частиц имеют размер меньше 2,2 мкм. Повышение времени УЗО привело к ещё большему измельчению графита. Так после диспергирования в течение 5 ч (рисунок 2 в,д), как при избыточном гидростатическом давлении 2 атм, так и без, 90% частиц имеют размер меньше 0,22 мкм. На СЭМ снимках некоторые графитовые пластинки являются «прозрачными» для электронов, что обусловлено их малой толщиной. Полученные дисперсии остаются устойчивыми спустя 3 месяца после УЗО (рисунок 3).




а б

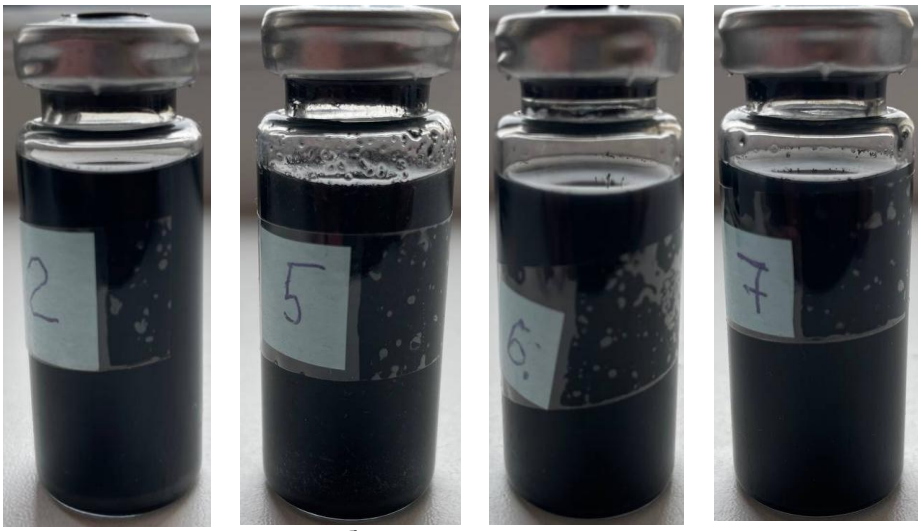
**Рисунок 1 – Схема (а) и внешний вид (б) ультразвукового узла установки для жидкофазного расслоения графита: 1 – магнитострикционный преобразователь; 2 – клапан; 3 – кавитометр; 4 – обрабатываемая суспензия; 5 – отверстие для слива; 6 – волновод; 7 – бустер; 8 – манометр**




а б в

г д

**Рисунок 2 – Снимки СЭМ графита до УЗО (а) и после УЗО в течение 2 ч (б) и 5 ч (г), после УЗО при избыточном гидростатическом давлении 2 атм в течение 2 ч (в) и 5 ч (д)**




а б в г

**Рисунок 3 – Дисперсии графита через 3 месяца после УЗО в течение 2 ч (а) и 5 ч (в), после УЗО при избыточном гидростатическом давлении 2 атм в течение 2 ч (б) и 5 ч (7)**

Таким образом, ультразвуковое диспергирование вспененного графита позволяет измельчить частицы графита, а избыточное гидростатическое давление позволяет повысить скорость диспергирования, что в свою очередь повышает эффективность процесса.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ:

1 Неустроев Е.П., Прокопьев А.Р. Механизм проводимости нанографита, образованного осаждением в плазмеметана и последующей термообработкой // РЭНСИТ. 2019.№ 11 (3). С. 315–320. DOI: 10.17725/rensit.2019.11.315.

2 Способ получения графена: пат. на изобр № 24013 / В. В. Рубаник, В. Ф. Луцко, В. О. Савицкий, В. В. Рубаник мл., С. Ф. Сенько, А. Н. Салак, Нгуен Вьет Дунг, Буй Хунг Танг, Доан Динь Фуонг. – Опубл. 30.04.2023г.

3 Получение графеновых структур и нанополимеров с использованием ультразвуковых колебаний / В. В. Рубаник [и др.] // Вектор науки Тольяттин. госуд. ун-та. – 2021. – № 3. – С. 74–83. https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-74-83

4 Ткачёв, С.В. Восстановленный оксид графена: получение, строение, свойства: автореф. дис. … канд. хим. наук: 02.00.01 / С.В. Ткачёв; РАН, Ин-т общ. и неорган. химии. – М., 2012. – 25 с.

5 Получение водных суспензий графена под воздействием ультразвука в присутствии фторсодержащих ПАВ / Самойлов В.М. [и др.] // Неорган. материалы. – 2015. – Т.51, №2. – С. 137-145.

6 Кульметьева В.Б., Поносова А.А. Получение графенсодержащих суспензий диспергированием в водных растворах ПАВ // Современные проблемы науки и образования. – 2015. – № 2-2.

7 Л.Д. Розенберг. Мощные ультразвуковые поля / Физика и техника мощного ультразвука. / под ред. Л.Д. Розенберга. – Москва: Издательство «Наука», 1968. – с. 268 стр.

# ФОСФОРЕСЦЕНТНЫЕ КОМПЛЕКСЫ МЕДИ(I) ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В КАЧЕСТВЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ СЕНСОРОВ

**Критченков И.С.[1,2], Критченкова А.Х.[1], Солохо Д.С.[1], Константинов П.Е.[1]**
[1]*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*
[2]*Российский университет дружбы народов, Москва, Российская Федерация*
*ilya.kritchenkov@gmail.com*

В рамках данной работы проведены исследования фотофизических и сенсорных свойств полученных нами комплексов меди(I) с различными гетероциклическими S^N лигандами. Объектами исследования явились кластеры меди с тиамазолом (1), тиобарбитуровой кислотой (2), тиоурацилом (3) и пропилтиоурацилом (4), структурные формулы которых представлены на рисунке 1.

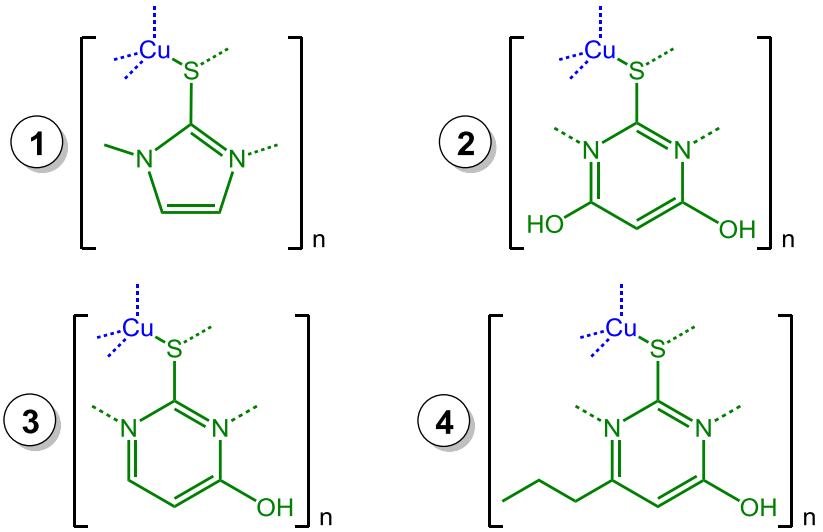



**Рисунок 1 – Структурные формулы кластеров меди(I) с тиамазолом (1), тиобарбитуровой кислотой (2), тиоурацилом (3) и пропилтиоурацилом (4). Штриховкой указаны возможные дополнительные координационные связи в комплексах.**

Стоит отметить, что комплексы 2-4 являются новыми и не были описаны в литературе, а для получения комплекса 1 с тиамазолом нами разработана новая, более эффективная методика синтеза при ультразвуковом воздействии.

Фотофизические исследования данных соединений заключались в измерении электронных спектров поглощения, возбуждения и люминесценции в ближних УФ и ИК, а также видимой областях светового излучения в твердой фазе (порошки).

Изучение сенсорного отклика полученных комплексов на изменения температуры проводилось путем регистрации спектров люминесценции при различных температурах: 27, 32, 37, 42 и 47°C, как находящихся в пределах физиологического интервала, характерного для тела человека, так и выходящего за его пределы (для оценки хода температурной зависимости).

Из представленных ниже спектров люминесценции кластеров меди(I) (рисунок 2) можно увидеть, что комплексы с тиоурацилом (3) и пропилтиоурацилом (4), близкие по своей природе, имеют весьма сходные по форме спектры эмиссии. А отличающийся от них кластер с тиамазолом (имеющий не полимерную, а молекулярную структуру) имеет более узкое распределение спектра. Кластер же с тиобарбитуровой кислотой (2) не проявляет заметной фотолюминесценции.

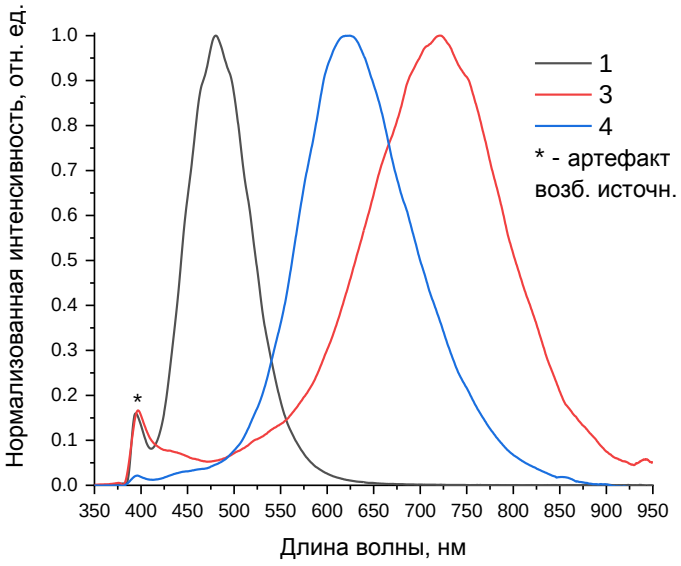



**Рисунок 2 – Нормированные спектры фотолюминесценции кластеров меди(I) с тиамазолом (1), тиоурацилом (3) и пропилтиоурацилом (4). Длина волны возбуждающего излучения – 365 нм.**

Изучение сенсорного отклика комплекса с тиамазолом (1) показало, что, как интегральная интенсивность его эмиссии, так и интенсивность максимума его спектра люминесценции зависят от температуры, при которой происходит измерение, и проявляют практически одинаковую температурную зависимость (рисунок 3).

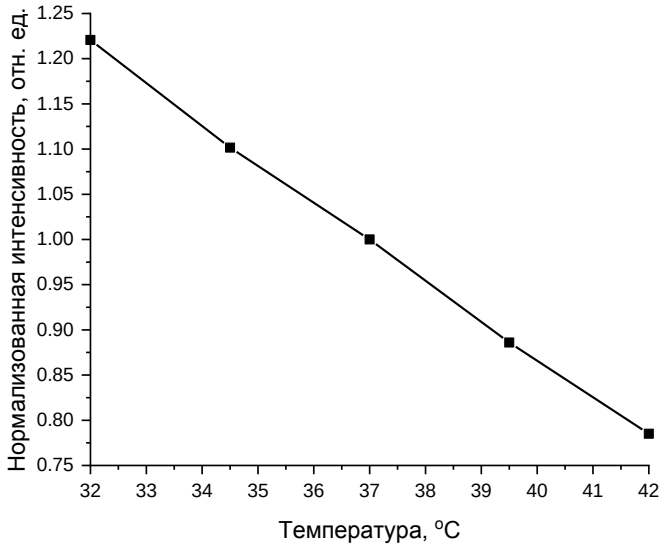



**Рисунок 3 – Температурная зависимость нормированных при 37°С интегральных интенсивностей спектров люминесценции кластера меди(I) с тиамазолом (1). Длина волны возбуждающего излучения – 365 нм.**

В свою очередь, комплексы с тиоурацилом (3) и пропилтиоурацилом (4) не проявили температурной зависимости в данном интервале и, таким образом, могут быть использованы в качестве внутреннего ратиометрического стандарта.

Исходя из проведенных исследований, наиболее перспективным видится изучение кластеров меди(I) с тиамазолом (1), тиоурацилом (3) и пропилтиоурацилом (4). Такой выбор объектов для дальнейших исследований обусловлен тем, что данные люминофоры проявили наиболее яркую эмиссию, а также наиболее заметный сенсорный отклик на изменения температуры (в случае комплекса 1 с тиамазолом).

В дальнейших исследованиях будет изучаться включение выбранных комплексов в композитные пленки биополимеров, а также будут проводиться фотофизические эксперименты по определению и люминесцентных и сенсорных характеристик полученных материалов.

*Публикация выполнена в рамках проекта 021341-2-000 Системы грантовой поддержки научных проектов РУДН.*

*Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект № Т24У-004.*

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ


Bui Hung Thang ..... 278
Dinh Chi Linh ..... 263
Doan Dinh Phuong ..... 263
F. Hu ..... 252, 253
J. Wang ..... 252, 253
Nguyen Viet Dung ..... 278
Phuong Doan Thang ..... 278
S. Chengzhi ..... 252
Tran Bao Trung ..... 263
Y.Li ..... 253
Аббасов К.Т. ..... 239
Абдулкадирова Н.З. ..... 253
Айзикович С.М. ..... 175
Александрова Н.М. ..... 179
Алиев А.М. ..... 253
Алимов И.А. ..... 192
Амиров А.А. ..... 206
Амосова О.В. ..... 75
Ананчиков А.А. ..... 62
Андреев В.А. 132, 133, 134, 151, 155, 195
Анисимова Н.Ю. ..... 36
Антанович А.А. ..... 43, 45
Антипов В.И. ..... 184
Арышенский Е.В. ..... 83, 91
Афоникова Н.С. ..... 36
Ахметова Э.М. ..... 122
Багрец Д.А. ..... 182
Базлов А.И. 115, 121, 172, 174, 203, 220, 222, 235
Баклушина И.В. ..... 58
Балыбин Д.В. ..... 181
Банных И.О. ..... 184
Баранова А.П. ..... 220, 223, 224
Бауман Д.А. ..... 144, 148
Бахур Н.В. ..... 47
Бащенко Л.П. ..... 157, 160
Бежик А.А. ..... 69
Белоцерковский М.А. ..... 11
Беляев С.П. 115, 121, 171, 172, 174, 222
Березнер А.Д. ..... 181
Березовский А.В. ..... 198
Бетехтин В.И. ..... 72, 75
Бикбаев Р.М. ..... 171, 174, 222
Блинова Е.Н. ..... 101, 103, 108, 177
Бобров А.А. ..... 260
Богданов П.А. ..... 148
Бодякова А.И. ..... 215
Бойцова М.В. ..... 181
Браиловский В. ..... 220
Будовских Е.А. ..... 160
Бунин И.Ж. ..... 165
Быбик М.С. ..... 206
Бычков И.В. ..... 206
Варюхин В.Н. ..... 249
Васюков В.М. ..... 56
Ващенко С.С. ..... 125
Ващук Е.С. ..... 10
Велигжанин А.А. ..... 137
Вербенко И.А. ..... 236
Веремейчик А.И. ..... 239, 256
Веселова В.Е. ..... 198
Вовнова И.Г. ..... 97
Волков А.Е. ..... 259
Волков Г.А. ..... 145
Волков Е.С. ..... 29
Волков П.А. ..... 233
Волков С.С. ..... 175
Волкова Н.А. ..... 259
Волокитин О.Г. ..... 168
Воробьёв Е.В. ..... 187
Воробьев С.В. ..... 98, 110
Воронов В.В. ..... 233
Вотинова Е.Б. ..... 198
Вьюненко Ю.Н. ..... 145
Гаврикова Д.А. ..... 225
Гамзатов А.Г. ..... 252, 253
Гатина С.А. ..... 208
Геттингер М.В. ..... 97
Глазунова Е.В. ..... 236
Голубев Р.А. ..... 268, 270
Гончаренко В.И. ..... 163
Горнакова А.С. ..... 36, 65
Гринчук П.С. ..... 123
Громов В.Е. ..... 14, 26, 58, 116
Грязнов А.С. ..... 138
Гусакова О.В. ..... 200
Гусев А.Д. ..... 192
Гусева А.В. ..... 138
Давдян Г.С. ..... 36, 65
Девойно О.Г. ..... 4, 7
Дегтярева С.П. ..... 29
Дежкунов Н.В. ..... 228
Дежкунов Т.А. ..... 228
Денисов А.А ..... 56
Джемела П.В. ..... 116
Диденко Я.С. ..... 233
Дмитриевский А.А. ..... 56
Дмитриенко М.С. ..... 86
Дошимов Н.Ш. ..... 18
Драбо Д.П. ..... 171
Дубинский С.М. ..... 220, 223, 224
Дулов Е.Н. ..... 122
Дьяконов Г.С. ..... 208
Дьяконов Д.Л. ..... 101
Егоров А.Р. ..... 268, 270
Елисеева О.-Л.В. ..... 223, 224
Есболат А.Б. ..... 89
Ефимов А.О. ..... 144
Ефремова Н.Ю. ..... 56
Жариков Е.В. ..... 230, 233

Жариков Е.С. ....173
Желтов М.А. ....56
Жердева М.В. ....59
Живулько В.Д. ....141
Занаева Э.Н. ....203, 235
Зеленина А.И. ....220
Зимина Ю.И. ....230
Зорин Д.И. ....236
Иванов А.М. ....125, 171, 174
Иванов А.Ю. ....144, 148
Иванов Ю.Ф. ....26
Ильясов Р.А. ....254, 255
Исаенкова М.Г. .. 106, 108, 156, 173, 254, 255
Исхакова Л.Д. ....233
Исхакова Э.И. ....187
Кадомцев А.Г. ....72, 75
Кадырбардеев А.Т. ....252
Казаринов Н.А. ....259
Калашников В.С. ....206
Калганов В.Д. ....174
Калиненко А.А. ....196, 215
Каманцев А.П. ....206
Каманцев И.С. ....211
Каныгина О.Н. ....39
Карасев В.С. ....42
Кардаполова М.А. ....7
Кардашев Б.К. ....72
Кардонина Н.И. ....189
Карелин Р.Д. .... 132, 151, 155, 195, 210
Кийко В.М. ....30, 46, 113, 114
Ким С.О. ....91
Кирпичников В.Ю. ....94
Киселев А.Ю. ....145
Клепов Д.Н. ....91
Клопотов А.А. ....168
Коджаспиров Г.Е. ....29, 42
Колмаков А.Г. ....184
Колобов Ю.Р. ....75
Колотова Л.Н. ....220
Комаров А.И. ....11, 47
Комаров В.С. .... 132, 151, 155, 195, 210
Комаров Ф.Ф. ....141
Комельков А.В. ....260
Комраков В.В. ....20
Коновалов С.В. ....52, 83, 91
Константинов П.Е. .... 268, 270, 276, 281
Корбит А.А. ....69
Корелин А.В. ....211
Корелин И.А. ....211
Коржов В.П. ....113, 114
Корнева А.В. ....36
Коротицкий А.В. ....220
Короткевич С.В. ....66
Костюкевич П.А. ....273
Котов А.Д. ....213
Кочанов А.Н. ....165
Крень А.П. ....80
Критченков А.С. .... 268, 270
Критченков И.С. .... 276, 281
Критченкова А.Х. .... 276, 281
Крымская О.А. ....106, 108, 156, 173, 254, 255
Кудыбин М.В. ....119
Кузей А.М. ....273
Кузнецов А.М. ....198
Кузнецов В.П. ....211
Кузнецов Д.Д. ....206
Кузнецова В.А. ....52
Кузьмин Д.А. ....206
Кузьмин С.Л. ....18, 25
Куприков М.П. .... 132, 134
Курилёнок А.А. .... 11, 15, 47
Курлевская И.Д. ....31
Лавров В.Ю. ....168
Лалетин В.М. ....119
Ланцман Г.А. ....80
Ланюгов Н.А. ....56
Лапин М.В. ....198
Лапицкая В.А. .... 123, 175
Латушкина С.Д. ....265
Левагина А.А. ....83
Лежнев С.Н. ....18, 89
Лернер М.М. ....126
Либман М.А. .... 103, 108
Липатникова Я.Д. .... 96, 97
Лис Д.А. .... 230, 233
Лис О.Н. ....233
Литвинко А.А. ....4
Лонгинов А.М. ....101
Лукьянов В.В. ....199
Лундин В.В. ....144
Луцко В.Ф. .... 263, 278
Луцко Н.И. ....7
Мазилкин А.А. ....65
Макаренко И.В. ....79
Макаренко Л.В. ....79
Макаренко Л.Ф. ....246
Макаров В.Н. ....39
Макаров С.В. ....225
Макарова М.В. ....91
Максименко Г.З. ....218
Малашенко В.В. ....249
Малофеев С.С. .... 196, 215
Манохин С.С. ....75
Маркова Г.В. .... 192, 220
Мартынов А.В. ....256
Марукович Е.И. ....34
Мацулевич О.В. ....80
Мезенцев М.А. ....98
Меркушкин Е.А. ....198
Мерсон Д.Л. .... 54, 243
Мерсон Е.Д. ....243
Метлов Л.С. ....73

Мильчанин О.В. .....141
Миненко С.С. ..... 26
Минина Н.А. .....184
Минчук В.С. .....228
Миронов С.Ю. .....196, 215
Михайловская А.В. .....213
Михалев А.В. .....126
Михалев С.В. .....126
Михальчик В.В. .....254, 255
Мишнев Р.В. .....196
Молоканов Р.Н. .....116
Моляров А.В. .....133
Морозкина Е.О. .....260
Мун Г.А. ..... 96
Мухина Ю.Э. .....184
Мушников А.Н. .....198
Мыктыбеков Б. ..... 98
Мягких П.Н. .....243
Найзабеков А.Б. .....18, 89
Нарыкова М.В. .....72, 75
Наумов С.В. .....199
Наумова Е.А. .....133
Нгуен Ван Линь.....268, 270
Невский С.А. .....157
Неймантайте П.Г. .....210
Несоленов А.В. .....206
Нечаев Ю.С. .....179
Никитин И.С. .....196, 215
Никифорова И.В. .....263
Николаев А.Л. .....175
Новрузов К.М. ..... 36
Нохрин А.В. .....260
Овчинников П.Н. ..... 56
Одринский А.П. .....246
Окишев К.Ю. .....189
Оковитый В.А. ..... 4
Оковитый В.В. ..... 4
Олешко В.С. .....163
Олешук И.Е. .....228
Омельчук Т.А. .....223, 224
Онысько С.Р. .....239
Орда Д.В. .....11, 15, 47
Орехов К.А. .....242
Осинцев К.А. ..... 52
Осокин А.А. .....151, 155, 210
Остриков В.О. ..... 20
Остриков О.М. .....20, 23
Павилайнен Г.В. .....242
Павлов С.К. .....230, 233
Панин Д.А. ..... 89
Панин Е.А. .....18, 89
Панов Д.О. .....199
Панов Д.Ю. .....148
Панова В.С. ..... 52
Пантелеенко Ф.И. ..... 4
Панченко Е.Ю. .....31, 59, 86
Панченко И.А. ..... 52
Паринов И.А. .....236
Парницкий А.М. .....77
Парфиевич А.Н. .....256
Пархоменко И.Н. .....141
Пархоменко М.С. .....203
Пенкин А.Г. .....184
Перетягина Е.С. .....189
Пермякова Д.В. .....192
Перов Н.С. .....103
Першин А.В. .....110
Петров М.И. .....254, 255
Пилецкая Л.И. .....7
Платов С.И. .....126
Плотников В.А. .....138, 225
Плужников С.Н. .....181
Плужникова Т.Н. .....181
Поддубная Н.Н. .....119
Полевой Е.В. .....116
Полуянов В.А. .....243
Поникарова И.В. ..... 121, 172, 174
Попов А.В. .....236
Попова Н.А. .....116
Порфирьев М.А. .....116
Посылкина О.И. .....265
Почетуха В.В. .....10
Прокошкин С.Д. ..151, 195, 210, 220, 223, 224
Протасеня Т.А. .....80
Пузырев М.В. .....141
Разбаев П.А. .....119
Райков С.В. .....26
Растегаев И.А. .....54
Растегаева И.И. .....54
Резниченко Л.А. .....236
Реснина Н.Н. .....115, 121, 171, 172, 174, 222
Рогачев С.О. .....133, 137
Роговая И.С. .....141
Родин С.Н. .....144
Романов А.Е. .....144, 148
Романов Д.А. .....10, 14, 58
Романов И.М. .....265
Романцев Б.А. .....134
Рубаник В.В. ..31, 171, 182, 200, 263, 278
Рубаник В.В. мл. ...31, 171, 182, 263, 278
Савицкий В.О. .....268, 270, 278
Садовский О.А. .....156
Садырин Е.В. .....175
Сазонов М.И. .....239
Салищев Г.А. .....199
Самченко С.В. .....103
Сахаров А.В. .....144
Семашко Д.В. .....62
Семенкова Д.И. .....268, 270
Семенова И.П. .....208
Сенють В.Т. .....77
Сергеев А.В. .....211

Сечко И.А. ..... 265
Сибирев А.В. ..... 115, 171, 174
Сибиряков М.М. ..... 125
Скобля Е.С. ..... 94
Скрипаленко М.М. ..... 134
Слижевская Я.Ю. ..... 46
Смоленцев А.С. ..... 198
Смоленцев М.С. ..... 198
Смольников В.Ю. ..... 94
Соболева Н.Н. ..... 188, 198
Соловьева Ю.В. ..... 96, 97
Солохо Д.С. ..... 268, 276, 281
Соснин В.В. ..... 101
Сосновский И.А. ..... 11, 15, 47
Спиридонов В.А. ..... 148
Старенченко В.А. ..... 97
Стариков С.В. ..... 220
Степанова К.В. ..... 125
Стеценко А.В. ..... 34
Стеценко В.Ю. ..... 34
Страумал Б.Б. ..... 36, 46, 65
Страхов О.В. ..... 223, 224
Строгонов Д.А. ..... 43
Субботин К.А. ..... 230, 233
Сундеев Р.В. ..... 103, 108, 137
Суриков Н.Ю. ..... 31
Сурсаева В.Г. ..... 30
Сыромятникова А.С. ..... 125
Сысоев А.Н. ..... 260
Сятковский А.И. ..... 94
Тимофеева Е.Е. ..... 31, 59, 86
Титов А.И. ..... 233
Титова Ю.Е. ..... 50
Тихомирова Е.А. ..... 29
Толкушкин А.О. ..... 18
Тохметова А.Б. ..... 31
Точилкин В.В. ..... 126
Трофимова М.Е. ..... 121
Трофимова М.С. ..... 172
Тураева З.С. ..... 213
Турсунов Н.К. ..... 80
Тюрин В.А. ..... 36
Тютин В.П. ..... 156
Тютюнник В.М. ..... 181
Убыйвовк Е.В. ..... 203
Углов В.В. ..... 123
Ужекина А.Н. ..... 182, 268, 270
Улитёнок А.О. ..... 129, 218
Уразбаев Т.Т. ..... 80
Урбан В.И. ..... 182
Усеев Т.А. ..... 25
Устинов А.М. ..... 168
Федоров В.А. ..... 181
Фесенко В.А. ..... 106, 173
Филиппова В.П. ..... 177, 179
Филяков А.Д. ..... 10
Хабарова А.В. ..... 123, 175
Хамидуллин А.Ш. ..... 98, 110
Харкевич А.В. ..... 47
Хвисевич В.М. ..... 239
Хеук М.В. ..... 239
Хилько А.Д. ..... 62
Хмелевская И.Ю. ..... 151, 195, 210
Христов А.В. ..... 152
Царенко Ю.В. ..... 31
Цацульников А.Ф. ..... 144
Чапайкин А.С. ..... 14, 26
Чеверикин В.В. ..... 223, 224
Червинский Д.А. ..... 152
Черепанова Г.И. ..... 26
Черетаева А.О. ..... 179
Черкасов В.В. ..... 132, 151, 155, 195, 210
Черняева Е.В. ..... 259
Черпаков А.В. ..... 236
Четверикова А.Г. ..... 39
Чигиринский В.В. ..... 18
Чижик С.А. ..... 123, 175
Чумляков Ю.И. ..... 31, 59, 86
Чуракова А.А. ..... 187
Шайсултанов Д.Г. ..... 36
Шалимова А.В. ..... 137
Шарафетдинов Д.И. ..... 122
Шейко А.А. ..... 256
Шелест В.В. ..... 152
Шепелевич В.Г. ..... 200
Шилкина Л.А. ..... 236
Шишулин Е.О. ..... 260
Шлярова Ю.А. ..... 116
Шурыгина Н.А. ..... 103, 108, 177, 179
Юров В.М. ..... 163
Юсупов В.С. ..... 134, 151, 155, 195
Яковлев А.В. ..... 181
Яковцева О.А. ..... 213
Якубовская С.В. ..... 69
Якушев И.Н. ..... 189
Янушоните Э.И. ..... 31
Ярмак М.А. ..... 239
Ясюкевич М.А. ..... 189

## СОДЕРЖАНИЕ

АНАЛИЗ И ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ КОМПРЕССИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ ПОКРЫТИЙ ИЗ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНОЙ КЕРАМИКИ
**Пантелеенко Ф.И., Оковитый В.А., Девойно О.Г., Литвинко А.А., Оковитый В.В.** .... 4

ОЦЕНКА УРОВНЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ С ПОПЕРЕЧНЫМ СКАНИРОВАНИЕМ
**Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Пилецкая Л.И.** ..... 7

ОСНОВЫ НОВОЙ БЕРЕЖЛИВОЙ ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ
**Почетуха В.В., Романов Д.А., Ващук Е.С., Филяков А.Д.** ..... 10

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ АЛИТИРОВАННОГО СЛОЯ ПРИ НАНЕСЕНИИ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПОДСЛОЕМ ИЗ СВИНЦА
**Белоцерковский М.А., Сосновский И.А., Курилёнок А.А., Комаров А.И., Орда Д.В.** ..... 11

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЭМ-СТРУКТУРЫ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р18 НА СТАЛЬ 30ХГСА
**Чапайкин А.С., Романов Д.А., Громов В.Е.** ..... 14

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ПРОЦЕССА ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ НА ПОЛУЧЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ ПОКРЫТИЯ
**Сосновский И.А., Курилёнок А.А., Орда Д.В.** ..... 15

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ В УСЛОВИЯХ АСИММЕТРИЧНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ВЫКАТЫВАЕМОСТЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ
**Чигиринский В.В., Лежнев С.Н., Панин Е.А., Найзабеков А.Б., Толкушкин А.О., Кузьмин С.Л., Дошимов Н.Ш.** ..... 18

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ К РЕШЕНИЮ ЗАДАЧ О НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ В МЕХАНИЧЕСКИ НАГРУЖЕННОМ ФЕРРОМАГНИТНОМ МОНОКРИСТАЛЛЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ С ЕДИНИЧНОЙ ГРАНИЦЕЙ РАЗДЕЛА АУСТЕНИТ/МАРТЕНСИТ
**Остриков В.О., Комраков В.В., Остриков О.М.** ..... 20

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА БАЗЕ ЯВЛЕНИЯ НАНОДВОЙНИКОВАНИЯ
**Остриков О.М.** ..... 23

РАДИАЛЬНО-СДВИГОВАЯ ПРОКАТКА, КАК ЭФФЕКТИВНЫЙ СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ СТАЛИ ДЛЯ ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА КАЗАХСТАНА
**Кузьмин С.Л., Усеев Т.А.** ..... 25

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ В НАПЛАВЛЕННОМ СЛОЕ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ОТПУСКА И ОБРАБОТКИ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ
**Черепанова Г.И., Громов В.Е., Миненко С.С., Чапайкин А.С., Иванов Ю.Ф., Райков С.В.** ..... 26

РАЗВИТИЕ РАЗРУШЕНИЯ В МАТЕРИАЛЕ ИЗДЕЛИЙ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ ПЕРИОДИЧЕСКИХ ТЕПЛОСМЕН
**Дегтярева С.П., Коджаспиров Г.Е., Волков Е.С., Тихомирова Е.А.** ..... 29

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАСПЛАВА НИКЕЛЯ С БИКРИСТАЛЛОМ ВОЛЬФРАМА
**Сурсаева В.Г., Кийко В.М.** ..... 30

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА NiFeGa(Co, B)
**Панченко Е.Ю., Тохметова А.Б., Курлевская И.Д., Янушоните Э.И., Суриков Н.Ю., Тимофеева Е.Е., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Царенко Ю.В., Чумляков Ю.И.** .. 31

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ
**Марукович Е.И., Стеценко В.Ю., Стеценко А.В.** ..... 34

ИССЛЕДОВАНИЕ БИОСОВМЕСТИМОСТИ ДВУХ- И ТРЕХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ Ti-Mo
**Горнакова А.С., Корнева А.В., Новрузов К.М., Шайсултанов Д.Г., Афоникова Н.С., Анисимова Н.Ю., Страумал Б.Б., Тюрин В.А., Давдян Г.С.** ..... 36

ЦВЕТОМЕТРИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ КАК МАРКЕРЫ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СОЕДИНЕНИЯХ ЖЕЛЕЗА
**Четверикова А.Г., Макаров В.Н., Каныгина О.Н.** ..... 39

ВЛИЯНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНОЙ АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ
**Карасев В.С., Коджаспиров Г.Е.** ..... 42

ПРЕСС-ФОРМА ДЛЯ РАБОТЫ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ
**Антанович А.А., Строгонов Д.А.** ..... 43

ПРОСТОЕ УПЛОТНЕНИЕ ПОДВИЖНОГО ПОРШНЯ В УСТРОЙСТВАХ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ
**Антанович А.А.** ..... 45

СМАЧИВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ВОЛЬФРАМА РАСПЛАВОМ НИКЕЛЯ
**Слижевская Я.Ю., Кийко В.М., Страумал Б.Б.** ..... 46

К ВОПРОСУ ФОРМИРОВАНИЯ ПРОМЕЖУТОЧНОГО СЛОЯ ПРИ НАНЕСЕНИИ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ
**Орда Д.В., Сосновский И.А., Курилёнок А.А., Комаров А.И., Бахур Н.В., Харкевич А.В.** ..... 47

ОБ ОЦЕНКЕ РАЗНОЗЕРНИСТОСТИ ОДНОФАЗНОГО СПЛАВА Fe-C-B
**Титова Ю.Е.** ..... 50

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ОДНОФАЗНЫХ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Co-Cr-Ni-Mn-Nb
**Коновалов С.В., Осинцев К.А., Кузнецова В.А., Панова В.С., Панченко И.А.** ..... 52

НОВЫЙ ПОДХОД К ВОПРОСУ АКУСТИКО-ЭМИССИОННОГО ИЗМЕРЕНИЯ ИЗНОСА В УЗЛАХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ
**Растегаева И.И., Растегаев И.А., Мерсон Д.Л.** ..... 54

МЕХАНО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ТЕТРАГОНАЛЬНО-МОНОКЛИННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ $ZrO_2$
**Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Васюков В.М., Овчинников П.Н., Желтов М.А., Денисов А.А, Ланюгов Н.А.** ..... 56

ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НА БЫСТРОРЕЖУЩУЮ МОЛИБДЕНОВУЮ СТАЛЬ
**Баклушина И.В., Громов В.Е., Романов Д.А.** ..... 58

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ИНТЕРВАЛ РАЗВИТИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ $Ni_{44}Fe_{19}Ga_{27}Co_{10}$
**Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.** ..... 59

ОЦЕНКА ТОЧНОСТИ ИЗМЕРЕНИЙ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ДАТЧИКА РАССТОЯНИЯ В УСЛОВИЯХ НАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЙ
**Ананчиков А.А., Семашко Д.В., Хилько А.Д.** ..... 62

ДИФФУЗИОННЫЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ
**Страумал Б.Б., Горнакова А.С., Мазилкин А.А., Давдян Г.С.** ..... 65

ФИЗИКА ПРИНЦИПА НАИМЕНЬШЕГО ДЕЙСТВИЯ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ВЫГОДНОСТИ
**Короткевич С.В.** ..... 66

ПОЛУЧЕНИЕ МАГНИТНО-АБРАЗИВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ С МНОГОСЛОЙНЫМ РАСПОЛОЖЕНИЕМ ЗЕРЕН АБРАЗИВА НА ПОВЕРХНОСТИ МАГНИТНОГО НОСИТЕЛЯ
**Якубовская С.В., Корбит А.А., Бежик А.А.** ..... 69

ЭВОЛЮЦИЯ УПРУГИХ И МИКРОПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНА ВТ1-0 ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ
**Нарыкова М.В., Бетехтин В.И., Кардашев Б.К., Кадомцев А.Г.** ..... 72

ХРУПКО-ПЛАСТИЧЕСКИЙ «ФАЗОВЫЙ» ПЕРЕХОД В РАМКАХ МЕТОДА НЕСТАЦИОНАРЕОЙ ЭВОЛЮЦИОННОЙ ТЕРМОДИНАМИКИ
**Метлов Л.С.** ..... 73

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ВТ1-0 В СУБ- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ
**Нарыкова М.В., Бетехтин В.И., Колобов Ю.Р., Кадомцев А.Г., Манохин С.С., Амосова О.В.** ..... 75

ТЕРМОБАРИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ АЛМАЗНЫХ КОМПОЗИТОВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ С ДОБАВКАМИ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО АЛМАЗА
**Парницкий А.М., Сенють В.Т.** ..... 77

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И МОРФОМЕТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК РАЗРУШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗНООРИЕНТИРОВАННЫХ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКИХ МАЛОЦИКЛОВЫХ ТРЕЩИН
**Макаренко И.В., Макаренко Л.В.** ..... 79

КОНТРОЛЬ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ ЧУГУНА МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ
**Крень А.П., Ланцман Г.А., Мацулевич О.В., Протасеня Т.А., Турсунов Н.К., Уразбаев Т.Т.** ..... 80

ВЛИЯНИЕ ГОМОГЕНИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 2CU2MN АЛТЭК
**Коновалов С.В., Арышенский Е.В., Левагина А.А.** ..... 83

СВЕРХЭЛЛАСТИЧНОСТЬ В ПОЛИ- И МОНОКРИСТАЛЛАХ NiMnGaFe
**Дмитриенко М.С., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.**..... 86

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ В РЕЛЬЕФНЫХ ВАЛКАХ
**Панин Е.А., Лежнев С.Н., Найзабеков А.Б., Есболат А.Б., Панин Д.А.** ..... 89

ИЗУЧЕНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕКСТУРЫ ПРИ ШТАМПОВКЕ СПЛАВА 1565ч
**Коновалов С.В., Арышенский Е.В., Клепов Д.Н., Ким С.О., Макарова М.В.** ..... 91

ВЫСОКОЭФФЕКТИВНЫЕ ВИБРОПОГЛОЩАЮЩИЕ ПЛЕНОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ДЕМПФИРОВАНИЯ В СЭНДВИЧ-КОНСТРУКЦИЯХ
**Сятковский А.И., Кирпичников В.Ю., Смольников В.Ю., Скобля Е.С.**..... 94

ЧИСЛЕННОЕ 3D МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ, УЧИТЫВАЮЩЕЕ ДИСЛОКАЦИОННУЮ КИНЕТИКУ
**Соловьева Ю.В., Липатникова Я.Д., Мун Г.А.** ..... 96

ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В ОБРАЗЦАХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА С РАЗЛИЧНЫМ СООТНОШЕНИЕМ ВЫСОТЫ И ПЛОЩАДИ ОПОРЫ
**Соловьева Ю.В., Липатникова Я.Д., Вовнова И.Г., Геттингер М.В., Старенченко В.А.**..... 97

МЕТОДЫ ИСПЫТАНИЙ И ОПЫТ ИССЛЕДОВАНИЙ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ
**Хамидуллин А.Ш., Мыктыбеков Б., Мезенцев М.А., Воробьев С.В.** ..... 98

ФОРМИРОВАНИЕ СВЕРХСТРУКТУРЫ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ СУПЕРСПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Co
**Соснин В.В., Лонгинов А.М., Блинова Е.Н., Дьяконов Д.Л.**..... 101

ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СПОНТАННУЮ НАМАГНИЧЕННОСТЬ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-ХРОМ-КОБАЛЬТ
**Блинова Е.Н., Либман М.А., Перов Н.С., Самченко С.В., Сундеев Р.В., Шурыгина Н.А.**..... 103

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПРОМЫШЛЕННЫХ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ
**Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Фесенко В.А.** ..... 106

СТРУКТУРНЫЕ НЕОДНОРОДНОСТИ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-ХРОМ-НИКЕЛЬ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА
**Блинова Е.Н., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Либман М.А., Сундеев Р.В., Шурыгина Н.А.**..... 108

ОСОБЕННОСТИ ПРОВЕДЕНИЯ ИСПЫТАНИЙ НА ЭРОЗИОННЫЙ ИЗНОС ДЕТАЛЕЙ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОТОЧНОЙ ЧАСТИ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ ОТ ВОЗДЕЙСТВИЯ ТВЕРДЫХ АБРАЗИВНЫХ ЧАСТИЦ
**Воробьев С.В., Першин А.В., Хамидуллин А.Ш.**..... 110

ВЛИЯНИЕ ТАНТАЛА И ГАФНИЯ НА КРИТИЧЕСКИЙ ТОК ЛЕНТ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СОЕДИНЕНИЯ $Nb_3Al$, ПОЛУЧЕННЫХ ТВЁРДОФАЗНЫМ СПОСОБОМ
**Коржов В.П., Кийко В.М.** ..... 113

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО КОМПОЗИТНОГО ПРОВОДНИКА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Nb_3Al$, СТАБИЛИЗИРОВАННОГО МЕДЬЮ
**Кийко В.М., Коржов В.П.** ..... 114

ПРОИЗВОДСТВО РАБОТЫ СПЛАВАМИ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С НИЗКОЙ, СРЕДНЕЙ И ВЫСОКОЙ ЭНТРОПИЕЙ
**Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Базлов А.И.** ..... 115

СРАВНЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ РЕЛЬСОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ
**Джемела П.В., Громов В.Е., Порфирьев М.А., Шлярова Ю.А., Попова Н.А., Полевой Е.В., Молоканов Р.Н.** ..... 116

ВЛИЯНИЕ ФЕРРИТА НИКЕЛЯ НА ПЛОТНОСТЬ КЕРАМИКИ В СИСТЕМЕ $BaTiO_3$ – $CaTiO_3$
**Лалетин В.М., Поддубная Н.Н., Кудыбин М.В., Разбаев П.А.** ..... 119

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ МЕДИ НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ СПЛАВОВ $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{49.8-x}Cu_x$
**Поникарова И.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Трофимова М.Е., Базлов А.И.** ..... 121

ОПТИМИЗАЦИЯ ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ МЕТИЛАММОНИЯ БРОМИДА СВИНЦА ИЗМЕНЕНИЕМ ЕГО АНИОННОГО СОСТАВА
**Шарафетдинов Д.И., Ахметова Э.М., Дулов Е.Н.** ..... 122

ВЛИЯНИЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ И ОТЖИГА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КАРБИДОКРЕМНИЕВОЙ КЕРАМИКИ
**Лапицкая В.А., Хабарова А.В., Гринчук П.С., Углов В.В., Чижик С.А.** ..... 123

ПОЛУЧЕНИЕ СТАЛЬНОГО СЛОИСТОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА
**Сибиряков М.М., Иванов А.М., Сыромятникова А.С., Ващенко С.С., Степанова К.В.** ..... 125

НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ УСТАНОВКИ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ С ПОДАЧЕЙ АРГОНА
**Платов С.И., Точилкин В.В., Михалев С.В., Лернер М.М., Михалев А.В.** ..... 126

О ТЕОРЕТИЧЕСКИХ ОСНОВАХ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ
**Улитёнок А.О.** ..... 129

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СХЕМЫ И ПРОИЗВОДСТВО ТРУБ ИЗ НИКЕЛАДА ТИТАНА
**Андреев В.А., Карелин Р.Д., Комаров В.С., Черкасов В.В., Куприков М.П.** ..... 132

ПОЛУЧЕНИЕ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-КАЛЬЦИЙ
**Рогачев С.О., Андреев В.А., Моляров А.В., Наумова Е.А.** ..... 133

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВИНТОВЙ ПРОШИВКИ С ЦЕЛЬЮ ОЦЕНКИ СКРУЧИВАНИЯ ГИЛЬЗ
**Андреев В.А., Романцев Б.А., Скрипаленко М.М., Юсупов В.С., Куприков М.П.** ... 134

ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ «КРИСТАЛЛ ⇔ АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ
**Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Велигжанин А.А., Рогачев С.О.** ..... 137

РЕАКТИВНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМАХ ФИКСАЦИИ ОБРАЗЦА
**Гусева А.В., Плотников В.А., Грязнов А.С.** ..... 138

СТРУКТУРНЫЕ, ОПТИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВЕРХТОНКИХ ПЛЕНОК $SnO_2$ НА КРЕМНИИ, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННОГО НАНЕСЕНИЯ
**Роговая И.С., Мильчанин О.В., Комаров Ф.Ф., Пузырев М.В., Пархоменко И.Н., Живулько В.Д.** ..... 141

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КРЕМНИЕМ НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ
**Ефимов А.О., Бауман Д.А., Родин С.Н., Лундин В.В., Иванов А.Ю., Сахаров А.В., Цацульников А.Ф., Романов А.Е.** ..... 144

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ОБРАТИМОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ
**Киселев А.Ю., Волков Г.А., Вьюненко Ю.Н.** ..... 145

КОНТРОЛЬ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ОБЪЕМНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ β-$Ga_2O_3$ ПУТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОМ
**Богданов П.А., Иванов А.Ю., Панов Д.Ю., Спиридонов В.А., Бауман Д.А., Романов А.Е.** ..... 148

НОВЫЙ СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И ПОВЫШЕНИЯ КОМПЛЕКСА СВОЙСТВ НИКЕЛИДА ТИТАНА
**Карелин Р.Д., Комаров В.С., Черкасов В.В., Хмелевская И.Ю., Осокин А.А., Юсупов В.С., Андреев В.А., Прокошкин С.Д.** ..... 151

СВЯЗЬ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ КОЭФФИЦИЕНТОВ, ОПИСЫВАЮЩИХ КОНДЕНСИРОВАННУЮ СРЕДУ, С АНГАРМОНИЗМОМ И АКУСТИКОЙ
**Червинский Д.А., Христов А.В., Шелест В.В.** ..... 152

ПОЛУЧЕНИЕ ПРУТКОВ И ПОЛОС ИЗ СПЛАВА TiNiHf С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ
**Карелин Р.Д., Комаров В.С., Черкасов В.В., Осокин А.А., Юсупов В.С., Андреев В.А.** ..... 155

РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВАХ С РАЗНЫМИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИМИ РЕШЕТКАМИ
**Тютин В.П., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Садовский О.А.** ..... 156

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ НАПЛАВКЕ
**Бащенко Л.П., Невский С.А.** ..... 157

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНА ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ
**Бащенко Л.П., Будовских Е.А.** ..... 160

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ ВЕЛИЧИНЫ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ МЕТАЛЛОВ
**Гончаренко В.И.[1], Олешко В.С.[1], Юров В.М.[2]** ..... 163

МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЗРЫВА И ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ
**Бунин И.Ж., Кочанов А.Н.** ..... 165

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ОБЛАСТИ СВАРНОГО ШВА ТРУБЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБОМ МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ
**Устинов А.М., Клопотов А.А., Лавров В.Ю., Волокитин О.Г.** ..... 168

ЭЛЕКТРОДУГОВАЯ НАПЛАВКА СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ УЛЬТРАЗВУКА
**Беляев С.П., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Реснина Н.Н., Сибирев А.В., Драбо Д.П., Бикбаев Р.М., Иванов А.М.** ..... 171

ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВЕРХУПРУГОСТИ И МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ ПРИ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИИ ТОНКИХ ЛЕНТ СПЛАВА Ti-Hf-Ni-Cu С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
**Трофимова М.С., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Поникарова И.В., Базлов А.И.** ..... 172

РАСЧЁТ АНИЗОТРОПИИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПО ХАРАКТЕРИСТИКАМ МОНОКРИСТАЛЛОВ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЕ НА ПРИМЕРЕ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ И АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ
**Крымская О.А., Исаенкова М.Г., Жариков Е.С., Фесенко В.А.** ..... 173

ВЛИЯНИЕ ЭНТРОПИИ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
**Реснина Н.Н., Беляев С.П., Базлов А.И., Сибирев А.В., Поникарова И.В., Бикбаев Р.М., Иванов А.М., Калганов В.Д.** ..... 174

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ТРЕНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ AlN МЕТОДОМ НАНОСКРЕТЧ-ТЕСТА
**Хабарова А.В., Лапицкая В.А., Чижик С.А., Николаев А.Л., Садырин Е.В., Волков С.С., Айзикович С.М.** ..... 175

ОБ ИСКАЖЕНИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ $\alpha$-Fe ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ И РАСТВОРЕННЫМИ АТОМАМИ ФОСФОРА
**Филиппова В.П., Блинова Е.Н., Шурыгина Н.А.** ..... 177

АНОМАЛЬНО БЫСТРАЯ ДИФФУЗИЯ УГЛЕРОДА В СТАЛИ, ИНИЦИИРОВАННАЯ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ
**Нечаев Ю.С., Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Александрова Н.М., Филиппова В.П.** ..... 179

О НЕКОТОРЫХ ОСОБЕННОСТЯХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА В ЩЕЛОЧНЫХ РАСТВОРАХ С ДОБАВКАМИ РОДАНИДА КАЛИЯ
**Федоров В.А., Балыбин Д.В., Плужникова Т.Н., Бойцова М.В., Березнер А.Д., Яковлев А.В., Плужников С.Н., Тютюнник В.М.** ..... 181

ФОРМИРОВАНИЕ ПАМЯТИ ФОРМЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ TiNiCu С PVD-ПОКРЫТИЯМИ TiN
**Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Багрец Д.А., Ужекина А.Н., Урбан В.И.** ..... 182

АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫЙ КОНТРОЛЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
**Пенкин А.Г., Банных И.О., Колмаков А.Г., Антипов В.И., Минина Н.А., Мухина Ю.Э.** ..... 184

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА TINI, ПОДВЕРГНУТОГО КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКЕ
**Чуракова А.А., Исхакова Э.И., Воробьёв Е.В.** ..... 187

СУБЪЕКТИВНОСТЬ ОЦЕНКИ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ ПЕРВИЧНЫХ КАРБИДОВ В СТРУКТУРЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ
**Соболева Н.Н.** ..... 188

ОКИСЛЕНИЕ ПОРОШКА $MoSi_2$ НА ВОЗДУХЕ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 1000…1200 °С
**Якушев И.Н., Ясюкевич М.А., Перетягина Е.С., Кардонина Н.И., Окишев К.Ю.** ..... 189

ОЦЕНКА ХИМИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ СПЛАВОВ Ti-Zr-Nb С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СТРУКТУРНОЙ ЭНТРОПИИ
**Гусев А.Д., Маркова Г.В., Пермякова Д.В., Алимов И.А.** ..... 192

ВЛИЯНИЕ ОДНО- И МУЛЬТИОСЕВОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ
**Комаров В.С., Карелин Р.Д., Черкасов В.В., Хмелевская И.Ю., Андреев В.А., Юсупов В.С., Прокошкин С.Д.** ..... 195

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ
**Калиненко А.А., Никитин И.С., Мишнев Р.В., Малофеев С.С., Миронов С.Ю.** ..... 196

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ ИЗ РАЗРАБОТАННОЙ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ
**Мушников А.Н., Соболева Н.Н., Веселова В.Е., Вотинова Е.Б., Березовский А.В., Меркушкин Е.А., Смоленцев М.С., Кузнецов А.М., Лапин М.В., Смоленцев А.С.** .. 198

ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЛИСТОВЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СПЛАВА Hastelloy X, ПОЛУЧЕННЫХ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКОЙ С ПРИСАДОЧНЫМ МАТЕРИАЛОМ ХН80 И NA718
**Наумов С.В., Панов Д.О., Салищев Г.А., Лукьянов В.В.** ..... 199

ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШЕЙ ФОЛЬГИ СИЛУМИНОВ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ
**Гусакова О.В., Рубаник В.В., Шепелевич В.Г.** ..... 200

ФОРМИРОВАНИЕ ОДНОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ ГЦК ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni-Cr-V-B
**Базлов А.И., Убыйвовк Е.В., Занаева Э.Н., Пархоменко М.С.** ..... 203

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СЕГНЕТОЭЛАСТИЧЕСКИХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ $BaTiO_3$
**Каманцев А.П., Калашников В.С., Кузнецов Д.Д., Несоленов А.В., Быбик М.С., Амиров А.А., Кузьмин Д.А., Бычков И.В.** ..... 206

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПАРАМЕТРОВ СПЛАВА Ti-15Mo НА ЕГО УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА
**Гатина С.А., Дьяконов Г.С., Семенова И.П.** ..... 208

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЗАЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА НИКЕЛИДА ТИТАНА
**Черкасов В.В., Комаров В.С., Карелин Р.Д., Неймантайте П.Г., Осокин А.А., Хмелевская И.Ю., Прокошкин С.Д.** ..... 210

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СПЛАВА ВТ6 ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
**Кузнецов В.П., Корелин А.В., Каманцев И.С., Корелин И.А., Сергеев А.В.** ..... 211

СООТНОШЕНИЕ ВКЛАДОВ ДЕЙСТВУЮЩИХ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Zn-Cu С ДОБАВКАМИ НИКЕЛЯ И ЦИРКОНИЯ
**Тураева З.С., Яковцева О.А., Котов А.Д., Михайловская А.В.** ..... 213

ОДНОРОДНОСТЬ МАКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ Cu-Cr-Zr-Y БРОНЗЫ ПОСЛЕ СЕРИЙНОЙ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ
**Никитин И.С., Калиненко А.А., Малофеев С.С., Миронов С.Ю., Бодякова А.И.**..... 215

О ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ПРИ АЭРОДИНАМИЧЕСКОМ ЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ
**Максименко Г.З., Улитёнок А.О.** ..... 218

АНОМАЛИИ УПРУГОГО ПОВЕДЕНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ФАЗЫ В СПЛАВАХ Ti-Zr-Nb С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
**Дубинский С.М., Баранова А.П., Маркова Г.В., Прокошкин С.Д., Зеленина А.И., Колотова Л.Н., Стариков С.В., Коротицкий А.В., Базлов А.И., Браиловский В.**..... 220

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ $Ti_{49,2}Hf_1Ni_{49,8-x}Cu_x$
**Бикбаев Р.М., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Базлов А.И.** ..... 222

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫХОДА В ИНТЕРВАЛ СТАРЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ω-ФАЗЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
**Баранова А.П., Страхов О.В., Дубинский С.М., Чеверикин В.В., Елисеева О.-Л.В., Омельчук Т.А., Прокошкин С.Д.**..... 223

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА И РЕЖИМОВ ВЫХОДА В ИНТЕРВАЛ СТАРЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ω-ФАЗЫ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ
**Страхов О.В., Баранова А.П., Дубинский С.М., Чеверикин В.В., Елисеева О.-Л.В., Омельчук Т.А., Прокошкин С.Д.**..... 224

ПЛАСТИЧНОСТЬ И АКУСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТРУКТУРНОГО ПЕРЕХОДА
**Макаров С.В., Плотников В.А., Гаврикова Д.А.** ..... 225

ИМПУЛЬСНОЕ МОДУЛИРОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ПОЛЯ КАК МЕТОД УПРАВЛЕНИЯ ДИНАМИКОЙ РАЗВИТИЯ КАВИТАЦИИ
**Дежкунов Н.В., Минчук В.С., Дежкунов Т.А., Олешук И.Е.** ..... 228

ВЛИЯНИЕ ЗАРЯДОВЫХ КОМПЕНСАТОРОВ НА ВХОЖДЕНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ АКТИВАТОРОВ В ЛАЗЕРНЫЕ КРИСТАЛЛЫ $ZnWO_4$
**Лис Д.А., Зимина Ю.И., Субботин К.А., Титов А.И., Волков П.А., Павлов С.К., Жариков Е.В.** ..... 230

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ СЕРИИ КРИСТАЛЛОВ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ $CaMoO_4$-$NaGd(MoO_4)_2$, ЛЕГИРОВАННЫХ ИОНАМИ ЕВРОПИЯ
**Лис О.Н., Диденко Я.С., Субботин К.А., Лис Д.А., Титов А.И., Исхакова Л.Д., Воронов В.В., Волков П.А., Павлов С.К., Жариков Е.В.**..... 233

СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe-Co-Cr-B ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
**Занаева Э.Н., Базлов А.И.** ..... 235

ПРОЧНОСТЬ И ЕЁ СВЯЗЬ С ОСОБЕННОСТЯМИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ МЕХАНОАКТИВИРОВАННОГО СЕГНЕТОПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА ПКР-8
**Черпаков А.В., Зорин Д.И., Попов А.В., Глазунова Е.В., Шилкина Л.А., Паринов И.А., Вербенко И.А. , Резниченко Л.А.** ..... 236

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ Х12МФ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ
**Веремейчик А.И., Онысько С.Р., Хвисевич В.М., Сазонов М.И., Хеук М.В., Аббасов К.Т., Ярмак М.А.** ..... 239

РЕШЕНИЕ ЗАДАЧИ ГЕРЦА ДЛЯ АНИЗОТРОПНОГО РАЗНОПРОЧНОГО ЛЬДА
**Павилайнен Г.В., Орехов К.А.** ..... 242

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА МА14 ПРИ ИСПЫТАНИИ НА ВОЗДУХЕ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ВЫДЕРЖКИ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ
**Полуянов В.А., Мерсон Е.Д., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л.** ..... 243

РАДИАЦИОННЫЕ ДЕФЕКТЫ В КРЕМНИИ, ОБЛУЧЕННОМ БЫСТРЫМИ ЭЛЕКТРОНАМИ
**Одринский А.П., Макаренко Л.Ф.** ..... 246

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ
**Варюхин В.Н., Малашенко В.В.** ..... 249

ГИГАНТСКИЙ ОБРАТНЫЙ МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ЕГО СТАБИЛЬНОСТЬ В ЦИКЛИЧЕСКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ В СПЛАВАХ $Ni_{37}Co_{13}Mn_{50-x}Ti_x$
**Гамзатов А.Г., Кадырбардеев А.Т., S. Chengzhi, J. Wang, F. Hu** ..... 252

СТАБИЛЬНОСТЬ АДИАБАТИЧЕСКОГО ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ В СПЛАВАХ La(Ce,Pr)-Fe(Mn)-Co-Si ПРИ ДОЛГОВРЕМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ЦИКЛИЧЕСКИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ
**Абдулкадирова Н.З., Гамзатов А.Г., Алиев А.М., Y.Li, J. Wang, F. Hu** ..... 253

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ МОРФОЛОГИИ ГИДРИДОВ НА ОКРУЖНОЕ РАСТЯЖЕНИЕ НАВОДОРОЖЕННОГО ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ
**Ильясов Р.А., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Петров М.И., Михальчик В.В.** ..... 254

АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ ОЦЕНКА ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ НАВОДОРОЖЕННОГО ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ГЛУБОКОГО ОБУЧЕНИЯ
**Петров М.И., Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Ильясов Р.А., Михальчик В.В.** ..... 255

ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА НА ТЕМПЕРАТУРНОЕ ПОЛЕ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЕЙ ДВИЖУЩИМСЯ ИСТОЧНИКОМ НАГРЕВА
**Веремейчик А.И., Парфиевич А.Н., Мартынов А.В., Шейко А.А.** ..... 256

ВЛИЯНИЕ БАРОКРИОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ ОБРАЗЦОВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ
**Черняева Е.В., Волков А.Е., Казаринов Н.А., Волкова Н.А.** ..... 259

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ПРОВОЛОК ИЗ СПЛАВОВ Al-Zr, Al-0.27Zr-0.17Si-0.30Er ПРИ КОМНАТНОЙ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ
**Комельков А.В., Нохрин А.В., Бобров А.А., Сысоев А.Н., Шишулин Е.О., Морозкина Е.О.** ..... 260

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Ni-Co-Cu-Zr-Hf И ИХ УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ОБРАБОТКА
**Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В., Никифорова И.В., Луцко В.Ф., Tran Bao Trung, Doan Dinh Phuong, Dinh Chi Linh**..... 263

МНОГОСЛОЙНЫЕ ПОКРЫТИЯ, ОСАЖДАЕМЫЕ ВАКУУМНО-ДУГОВЫМ МЕТОДОМ
**Латушкина С.Д., Посылкина О.И., Романов И.М., Сечко И.А.**..... 265

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ СЛОИСТЫХ ДВОЙНЫХ ГИДРОКСИДОВ Mg/Al В КАЧЕСТВЕ СОРБЕНТОВ САЛИЦИЛОВОЙ КИСЛОТЫ
**Семенкова Д.И., Солохо Д.С., Голубев Р.А., Константинов П.Е., Нгуен Ван Линь, Савицкий В.О., Ужекина А.Н., Егоров А.Р., Критченков А.С.**..... 268

СРАВНЕНИЕ СОРБЦИИ ИОНОВ ХРОМА(VI) СЛОИСТЫМ ДВОЙНЫМ ГИДРОКСИДОМ $MgFe(NO_3^-)$ СИНТЕЗИРОВАННЫМ ТРАДИЦИОННЫМ И УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДАМИ
**Голубев Р.А., Семенкова Д.И., Константинов П.Е., Нгуен Ван Линь, Савицкий В.О., Ужекина А.Н., Егоров А.Р., Критченков А.С.**..... 270

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ШЛИФОВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛМАЗА НА СТРУКТУРУ НАРУШЕННОГО СЛОЯ
**Костюкевич П.А., Кузей А.М.**..... 273

ПЛЕНКИ НА ОСНОВЕ ПРИРОДНЫХ ПОЛИСАХАРИДОВ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В КАЧЕСТВЕ МАТРИЦ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ
**Критченков И.С., Критченкова А.Х., Солохо Д.С., Константинов П.Е.** ..... 276

УЛЬТРАЗВУКОВОЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ГРАФИТА
**Рубаник В.В., Савицкий В.О., Луцко В.Ф., Рубаник В.В. мл., Bui Hung Thang, Phuong Doan Thang, Nguyen Viet Dung**..... 278

ФОСФОРЕСЦЕНТНЫЕ КОМПЛЕКСЫ МЕДИ(I) ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В КАЧЕСТВЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ СЕНСОРОВ
**Критченков И.С., Критченкова А.Х., Солохо Д.С., Константинов П.Е.** ..... 281

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ..... 284

*Научное издание*

# ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

**Материалы международного симпозиума**

(Витебск, 25-29 августа 2025 года)

Посвящается 50-летию государственного научного учреждения «Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси»

*В авторской редакции*

Оформление и компьютерная верстка *А.Н. Ужекиной*

Подписано в печать 28.07.2025. Формат 60*84/8.
Бумага офсетная. Печать цифровая. Усл. печ.л. 34,88.
Тираж 35 экз. Заказ 484.

Республиканское унитарное предприятие
«Информационно-вычислительный центр
Министерства финансов Республики Беларусь».
Свидетельства о государственной регистрации издателя,
изготовителя, распространителя печатных изданий
№1/161 от 27.01.2014, №2/41 от 29.01.2014.
Ул. Кальварийская,17,220004, г.Минск