



тольяттинский  
государственный  
университет



**НИИ** ПРОГРЕССИВНЫХ  
ТЕХНОЛОГИЙ

# ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

XI Международная школа

Тольятти, 11–15 сентября 2023 года

**СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ**

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

Межгосударственный координационный совет  
по физике прочности и пластичности материалов

Тольяттинский государственный университет  
НИИ прогрессивных технологий

## **ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ**

XI Международная школа

Тольятти, 11–15 сентября 2023 года

Сборник материалов

Тольятти  
Издательство ТГУ  
2023

УДК 539.4:669.017

ББК 30.3

Ф505

Редакционная коллегия:

д-р физ.-мат. наук, профессор Д.Л. Мерсон (ответственный редактор);  
канд. техн. наук Е.В. Черняева.

Рецензенты:

д-р физ.-мат. наук А.А. Назаров;  
д-р физ.-мат. наук И.С. Ясников.

**Ф505** Физическое материаловедение : XI Международная школа, Тольятти, 11–15 сентября 2023 года : сборник материалов / отв. ред. Д.Л. Мерсон. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2023. – 231 с. : обл.

В сборнике опубликованы материалы, представленные на XI Международной школе «Физическое материаловедение» специалистами в области материаловедения из России и ближнего зарубежья, посвященные вопросам физики и механики прочности, пластичности и разрушения материалов и конструкций; методам получения новых материалов и воздействия на них для повышения служебных свойств, связи прочности со структурой нанокристаллов, аморфных, керамических, композиционных, полимерных и других перспективных материалов, методам испытаний и исследований.

Предназначен для специалистов в области металлофизики, материаловедения, прочности и разрушения материалов, а также для студентов и аспирантов соответствующих специальностей.

УДК 539.4:669.017

ББК 30.3

Рекомендовано к изданию Научно-исследовательским институтом прогрессивных технологий Тольяттинского государственного университета.

ISBN 978-5-8259-1350-6

© Авторы статей, 2023

© Оформление. Издательство ТГУ, 2023

**ДВОЙНОЙ ЮБИЛЕЙ: 50 ЛЕТ НАУЧНОЙ ШКОЛЕ ТГУ  
«ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»,  
10 ЛЕТ НИИ ПРОГРЕССИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ**

**Мерсон Д.Л.**

*Тольяттинский государственный университет,  
НИИ прогрессивных технологий, Тольятти, РФ,  
[d.merson@tltsu.ru](mailto:d.merson@tltsu.ru)*

24 августа 1955 года вышло правительственное постановление о строительстве в Ставрополе-на-Волге (ныне Тольятти) первого в СССР завода по производству оборудования для цементной промышленности и 29 декабря 1960 года на вновь построенном заводе «Волгоцеммаш» из пятитонной печи была выпущена первая плавка [1]. Так зародилась в Тольятти металлургическая промышленность. Начало следующего этапа ее развития приходится на 17 июля 1969 года, когда был сдан в эксплуатацию первый из цехов металлургического производства ВАЗа – ремонтно-кузнечный. Ныне вазовские металлурги выпускают в год порядка 100 тысяч тонн чугуна (серого и высокопрочного) и более 25 тысяч тонн алюминиевого литья.

Однако о серьезных научных исследованиях и успехах в области металловедения в то время речь не шла. Все изменилось, когда в 1973 году, то есть ровно 50 лет назад (юбилей №1), в Тольятти по приглашению первого ректора Тольяттинского политехнического института (ТолПИ) А.Н. Резникова из Тулы приехал с группой своих учеников выдающийся ученый-металлофизик, профессор Михаил Аронович Криштал и возглавил кафедру «Металловедение и технологии материалов». Буквально за пару лет была создана лаборатория «Физика металлов и прочность» (НИЛ-10), которая включала порядка десяти специализированных лабораторий и около 20 сотрудников. За два последующих десятилетия НИЛ-10 под руководством М.А. Криштала стала костяком хорошо узнаваемой и пользующейся большим авторитетом в СССР научной школы «Физическое материаловедение», в круг интересов которой входили: физика прочности и пластичности, проблемные вопросы атомного материаловедения, авиастроения и др. отраслей промышленности. Защитили докторские диссертации М.А. Выбойщик и А.К. Тихонов, а еще 28 человек – кандидатские (см. более подробно в книге «Профессор М.А. Криштал и его научная школа» [2]).

К сожалению, в 1992 году Михаила Ароновича не стало, что в совокупности с известной разрушительной обстановкой 90-х годов прошлого столетия негативно сказалось и на состоянии НИЛ-10: многие ведущие сотрудники по тем или иным причинам ушли из ТолПИ, а лабораторное оборудование в своем большинстве перешло в нерабочее состояние. Переломным моментом этой негативной тенденции стал 2001 год, когда путем слияния ТолПИ и Педагогического института был создан Тольяттинский государственный университет (ТГУ), который возглавил бывший мэр г. Тольятти Сергей Федорович Жилкин. Уже в 2002 г. в ТГУ под руководством Анатолия Алексеевича Викарчука был создан Физико-технический институт, а усилиями зав. кафедрой «Физика и механика материалов» Дмитрия Львовича Мерсона была лицензирована новая для Самарской области специальность «Физика металлов». С этих двух событий и начался условно второй этап развития научной школы ТГУ «Физическое материаловедение»: шла активная работа по подготовке инженеро-физиков, ежегодно вводились в строй одна-две новые испытательные и исследовательские лаборатории, на базе которых в 2006 году был создан и аккредитован «Ис-

пытательный центр». В 2003 году была реанимирована пользующаяся огромной популярностью в СССР конференция Физика прочности и пластичности металлов и сплавов, а с 2004 года стала проводиться на регулярной основе (раз в два года) теперь уже хорошо известная Международная школа «Физическое материаловедение» (ШФМ). На прошедших десяти ШФМ ведущими российскими и зарубежными металлофизиками были прочитаны заказные лекции, посвященные вопросам структуры, методам получения и исследования перспективных конструкционных материалов. По результатам работы ШФМ изданы десять томов учебного пособия «Перспективные материалы», которые оказались весьма востребованными не только молодыми исследователями, но и маститыми учеными. Авторами глав этих томов стали многие ученые с мировым именем, среди которых: Александр Глезер (Москва), Эдуард Козлов (Томск), Юлий Мильман (Киев), Виктор Гольцов (Донецк), Василий Рубаник (Витебск), Юрий Головин (Тамбов), Алексей Виноградов (Кумамото, Япония), Алексей Романов (Санкт-Петербург), Руслан Валиев (Уфа), Ростислав Андриевский (Черноголовка) и многие, многие другие.

Начало следующего этапа развития, причем ускоренного, тольяттинской научной школы «Физическое материаловедения» приходится на конец 2010 г. когда заявка, подготовленная ведущим ученым, профессором Университета Осаки Алексеем Виноградовым и зав. кафедрой ТГУ Дмитрием Мерсоном стала победителем мегагранта (первая очередь) по 220-му Постановлению Правительства РФ от 09.04.2010 г. Во многом благодаря блестящим научным достижениям, огромному трудолюбию и безупречной репутации в мировом научном сообществе Алексея Виноградова в ТГУ за несколько лет была создана отлично оснащенная современным исследовательским и испытательным оборудованием лаборатория мирового уровня «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы», в которую потянулась молодежь. Как следствие, тольяттинская научная школа «Физическое материаловедение» стала хорошо узнаваемой не только в РФ, но и за рубежом. Об этом красноречиво говорят такие цифры: за последние 25 лет защищено 11 докторских диссертаций: А.А. Викарчук (1999), Д.Л. Мерсон (2001), М.М. Криштал (2002), А.П. Воленко (2004), А.И. Сафронов (2006), В.И. Скиданенко (2006), И.С. Ясников (2007), Д.А. Болдырев (2013), А.В. Иоффе (2018), Н.Н. Грызунова (2019), И.А. Растегаев (2023) и 39 (!) кандидатских диссертаций.

В 2013 году ТГУ выиграл еще один мегагрант по 220-му Постановлению под приглашение ведущего ученого Алексея Романова (3-я очередь) и по инициативе ректора ТГУ Михаила Михайловича Криштала 1 сентября 2013 года (т.е. десять лет назад, юбилей №2) вышел приказ о создании в ТГУ Научно-исследовательского института прогрессивных технологий (НИИПТ), который возглавил Дмитрий Мерсон. Основной целью создания НИИПТ было сконцентрировать в одном крупном научном подразделении ресурсы для решения научных, опытно-конструкторских и производственных задач в области материаловедения, а также более рационально использовать оборудование (отсутствие дублирования и более высокая его загрузка), помещения и сотрудников.

Основными задачами НИИПТ являются:

- разработка конкурентоспособных технологий различного назначения;
- проведение поисковых фундаментальных НИР, результаты выполнения которых служат основой для решения задач первого плана;
- выполнение НИР по заданию предприятий;
- осуществление экспертной и испытательной деятельности;

В структуру НИИПТ входят научно-исследовательские отделы (4) и центры (3), в свою очередь, состоящие из лабораторий (более 20) и производственно-технологических участков (3), а также Молодежная лаборатория «Дизайн магниевых сплавов», созданная после победы в высоко конкурентном конкурсе заявок от Научно-образовательных центров мирового уровня. Коллектив НИИПТ состоит из 67 человек, 57 из которых штатные сотрудники, в том числе, 6 докторов наук и 15 кандидатов наук; более 60 % сотрудников – это молодые исследователи в возрасте до 39 лет.

Силами НИИПТ ежегодно выполняются НИР и технические услуги на сумму свыше 80 млн. руб, публикуется более 30 статей, индексируемых в системах WoS и Scopus, каждая третья из которых в журналах первого квартиля (Q1). В 2023 году силами НИИПТ реализуется 10 (!) грантов РНФ и 2 проекта по Госзаданию, а еще для 3-х грантов РНФ, проводится НИР в качестве услуги.

Лаборатории НИИПТ аккредитованы в соответствии с требованиями Международного стандарта ISO 17025-2017 в четырех системах:

- Международной системе ILAC (Орган по аккредитации лабораторий Ассоциация аналитических Центров «Аналитика»);
- Единой системе оценки соответствия на объектах, подконтрольных Федеральной службе по экологическому, технологическому и атомному надзору (РГТН);
- Федеральной службе по аккредитации «Росаккредитация»;
- Системе сертификации продукции nanoиндустрии «Наносертифика».

Основными научно-техническими направлениями деятельности, в которых НИИПТ имеет лидирующие позиции или высокие компетенции, являются:

1. Разработка магниевых сплавов и технологий достижения заданного комплекса их свойств для авиакосмической, транспортной и медицинских отраслей. В этом очень широком и в настоящее время приоритетном для НИИПТ направлении можно выделить несколько подтем:

1.1. Разработка биорезорбируемых магниевых сплавов медицинского назначения. В этом направлении достигнуты не только высокие научные результаты по достижению целого комплекса свойств по уровню прочности, пластичности, коррозионной усталости, скорости резорбции и биосовместимости [3-4], но и разработана технология изготовления биорезорбируемых имплантатов [5] и, более того, при финансовой поддержке ООО «МТК» закуплено технологическое оборудование, с помощью которого уже до конца года будет начато серийное производство биорезорбируемых имплантатов;

1.2. Разработка литейных пожаробезопасных магниевых сплавов для изготовления корпусных деталей авиационной техники. По этому важному направлению разработан и запатентован сплав, обладающий более чем на 300 °С большей температурой воспламенения, на 20% большей прочностью и на 50% большей пластичностью по сравнению с прототипом [6-7];

1.3. Проведены комплексные исследования особенностей коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) магниевых сплавов технического и медицинского назначения. Установлено, что слой продуктов коррозии на поверхности магниевых сплавов выполняет роль контейнера для охрупчивающих агентов – водорода и коррозионного раствора, которые могут облегчать процессы зарождения и роста хрупких трещин в металле, предварительно подвергнутом выдержке в коррозионной среде и затем испытанном по схеме одноосного растяжения на воздухе. Доказано, что водород в процессе коррозии не проникает глубоко в матрицу магния и не

участвует в механизме роста трещин в диффузионно-подвижном виде, как это происходит в других металлических материалах, например, в сталях [8].

Изучены механизмы роста трещин в низкоуглеродистых сталях, охрупченных водородом. Установлено, что водородно-ассистированный рост трещин в данных материалах происходит по вязкому механизму образования и слияния нанопор, который приводит к формированию поверхности квазискола в изломе. При помощи комплекса исследований с применением методов количественной фрактографии, *in-situ* механических испытаний в колонне электронного микроскопа, а также метода акустической эмиссии доказано, что фасетки квазискола не являются результатом классического хрупкого скола по кристаллографическим плоскостям {100} [9].

1.4. Выяснение природы коррозионной усталости. Установлено что резкое снижение усталостных свойств магниевых сплавов в коррозионной среде, которой в том числе является естественная биологическая среда организма человека, во многом определяется механизмами КРН: зарождение трещины происходит по усталостному механизму, а распространение по механизму КРН [10-11];

1.5. Разработка аккумуляторов повышенной емкости. Разработан способ химического синтеза наночастиц магния, служащих активным материалом для нанокompозитного анода с проводящей полимерной матрицей. Показано, что такой нанокompозитный анод обладает высокой стабильностью и напряжением разряда в водном растворе хлорида калия по сравнению с анодом, содержащим крупные частицы, и что высокое напряжение разряда поддерживается за счет равномерного распределения агломератов наночастиц Mg в аноде [12];

2. Разработка технологий, оборудования и методик нанесения покрытий методом плазменно-электролитического (микродугового) оксидирования (ПЭО) для повышения служебных свойств изделий из легких сплавов. Выявлен и изучен ряд эффектов и закономерностей формирования нанокристаллических оксидных слоев на промышленных и перспективных алюминиевых и магниевых сплавах методом ПЭО. В том числе, явления формирования фаз высокого и сверхвысокого давления, нано- и микроразмерной пористости, размерного и напряженного состояния покрытий, разработаны модели и теория, количественно описывающие выявленные эффекты. Отработаны и оптимизированы режимы формирования износо-, коррозионно- и термостойких оксидных слоев [13-14];

3. Разработка аппаратных средств, методики регистрации и обработки информации для повышения эффективности применения метода акустической эмиссии в физике прочности и пластичности и в качестве неразрушающего контроля физических процессов и диагностики состояния ответственного или потенциально опасного оборудования. Разработана трёхуровневая методика беспорогового спектрально-временного анализа АЭ данных, позволяющая существенно повысить вероятность обнаружения течи среды из резервуаров, усталостных трещин, отклонения от нормального режима работы трибологических узлов, кавитационных установок и др. [15-16];

4. Фундаментальные практико-ориентированные исследования, связанные с идентификацией критического состояния металлических материалов, соответствующего потере устойчивости пластического течения. В частности, была проанализирована зависимость параметров шейкообразования от микроструктурных параметров материала [17], а также была предложена методология термодинамического моделирования с целью получения количественного распределения энергии во время пластического течения [18], что продемонстрировало возможность точно предсказывать поведение накопленной и

рассеянной энергии в материалах с дислокационной пластичностью при деформационном упрочнении.

5. Проведение НИР на испытания и исследования физико-механических, коррозионных и эксплуатационных свойств (например, трибологических) новых материалов, а также разработка новых методик исследований и испытаний, в том числе с применением методов скоростной видеосъемки, конфокальной лазерной сканирующей микроскопии [19] и др.;

6. Проведение металлографических экспертиз, определение причины брака, выхода из строя и аварий объектов или их элементов технического назначения [20] по заявкам предприятий, прокуратуры, судов; оказание услуг по испытаниям и контролю различных характеристик материалов на основе долгосрочных договоров более, чем для ста различных предприятий и организаций;

7. Проведение наблюдений за состоянием окружающей среды, физическими и химическими процессами, происходящими в окружающей среде, для определения уровня химического загрязнения почв, водных объектов и атмосферного воздуха.

Подводя итоги вышесказанному, можно сказать, что тольяттинская научная школа «Физическое материаловедение» успешно развивается, НИИПТ крепко стоит на ногах, а результаты его деятельности актуальны, признаны мировым сообществом, конкурентоспособны и пользуются спросом как научных, так производственных организаций.

## Список литературы

1. Г. Павлухина «Атланты отечественного машиностроения» - г. Тольятти: Изд-во «Папирус», 2015. - 168 с.
2. С.И. Архангельский и др. Профессор М.А. Криштал и его научная школа/ под ред. М.А. Выбойщика. – 2-е изд. Доп. Тольятти: Изд-во ТГУ, 2019. – 235 с.
3. D. L. Merson, A. I. Brilevsky, P. N. Myagkikh , M. V. Markushev , A. Vinogradov. Effect of deformation processing of the dilute Mg-1Zn-0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid. Letters on Materials 10 (2), 2020 pp. 217-222.
4. Vinogradov, A.; Merson, E.; Myagkikh, P.; Linderov, M.; Brilevsky, A.; Merson, D. Attaining High Functional Performance in Biodegradable Mg-Alloys: An Overview of Challenges and Prospects for the Mg-Zn-Ca System. Materials 2023, 16, 1324.
5. Патент RU 2716612 от 13.03.2020 Способ гибридной обработки магниевых сплавов. Виноградов А.Ю., Костин В.И., Маркушев М.В., Мерсон Д.Л., Криштал М.М.
6. S. V. Zasytkin, D. L. Merson, A. I. Brilevsky, A. I. Irtegov On selection of advanced compositions of flame resistant magnesium alloys. Letters on Materials 13 (2), 2023 pp. 104-108.
7. Патент RU 2781338 от 11.10.2022 Пожаробезопасный магниевый литейный сплав. Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю., Засыпкин С.В., Иртегов И.Г., Иртегов А.И.
8. 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.
9. E.D. Merson, P.N. Myagkikh, V.A. Poluyanov, D.L. Merson, A. Vinogradov, Quasi-cleavage hydrogen-assisted cracking path investigation by fractographic and side surface observations, Eng. Fract. Mech. 214 (2019)177–193.



10. Linderov M., Brilevsky A., Merson D., Danyuk A., Vinogradov A. On the Corrosion Fatigue of Magnesium Alloys Aimed at Biomedical Applications: New Insights from the Influence of Testing Frequency and Surface Modification of the Alloy ZK60. *Materials* 2022, 15, 567.
11. Linderov M. L., Afanasyev M. A., Asmolov A. N., Danilov V. A., Merson D. L. Regulation of corrosion damage of magnesium alloys through the use of vacuum zirconium coatings. *Letters on Materials* 11 (3), 2021 pp. 357-362. doi.org/10.22226/2410-3535-2021-3-357-362.
12. I.M. Sosnin, E.G. Akimov, E.D. Merson, A.A. Golovanov, D.L. Merson, V.I. Kostin, M.L. Linderov Magnesium nanoparticles as a highly stable anode for the electrochemical cell. *Materials Science and Engineering B* 296 (2023) 116648.
13. Krishtal M.M., Katsman A.V., Polunin A.V. Effects of silica nanoparticles addition on formation of oxide layers on Al-Si alloy by plasma electrolytic oxidation: The origin of stishovite under ambient conditions. *Surface and Coatings Technology*, Volume 441, 15 July 2022, 128556
14. Polunin A.V., Cheretaeva (Polunina) A.O., Borgardt E.D., Rastegaev I.A., Krishtal M.M., Katsman A.V., Yasnikov I.S. Improvement of oxide layers formed by plasma electrolytic oxidation on cast Al-Si alloy by incorporating TiC nanoparticles. *Surface and Coatings Technology*. 2021. №423. Article number 127603.
15. И.А. Растегаев, А.В. Данюк, А.Ю. Виноградов, Д.Л. Мерсон, А.В. Чугунов Локация шумоподобных источников акустической эмиссии способом спектрального подобия. *Дефектоскопия – 2013. – №10 – С. 3-13.*
16. И.А. Растегаев, А.К. Хрусталева, А.В. Данюк, М.А. Афанасьев, Д.Л. Мерсон, Д.В. Севастьянов, С.В. Мелентьев, А.Д. Плюснин Применение метода акустической эмиссии для ранжирования цапф сушильных цилиндров картоно- и бумагоделательных машин по усталостной поврежденности их материала. *Дефектоскопия – 2023. – № 9 – С. 3-17.*
17. I.S. Yasnikov, Y. Kaneko, M. Uchida, A. Vinogradov The grain size effect on strain hardening and necking instability revisited from the dislocation density evolution approach. *Materials Science and Engineering A*. - 2022. - Volume 831, p. 142330.
18. A. Sendrowicz, A.O. Myhre, I.S. Yasnikov, A. Vinogradov Stored and dissipated energy of plastic deformation revisited from the viewpoint of dislocation kinetics modelling approach. *Acta Materialia – 2022. – Vol. 237. – P. 118190.*
19. Danilov V.A., Merson D.L. On the quantitative assessment of corrosion damages of aluminum at the early stages using confocal laser scanning microscopy. *Letters on Materials* 12 (3), 2022 pp. 261-265.
20. Мерсон Д.Л., Караванова А.А., Климанов А.В. Металлографическая экспертиза как обратная связь между качеством и производством продукции. *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 2. С. 54–62.

# ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОЕ ОКСИДИРОВАНИЕ (ПЭО): ТЕОРИЯ ЦИКЛИЧНОСТИ МИКРОДУГОВЫХ РАЗРЯДОВ И СЦЕНАРИИ ВЛИЯНИЯ НАНОЧАСТИЦ НА ПЭО

Криштал М.М.<sup>1</sup>, Кацман А.В.<sup>1,2</sup>, Полуниин А.В.<sup>1</sup>, Полунина А.О.<sup>1</sup>,  
Ивашин П.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

<sup>2</sup> Технион – Израильский технологический институт, Хайфа, Израиль

Плазменно-электролитическое оксидирование (ПЭО) – способ формирования керамических оксидных слоев на поверхности изделий из сплавов на основе металлов вентильной группы для решения широкого круга задач по обеспечению необходимых свойств поверхности. ПЭО представляет собой циклический процесс, при котором последовательно реализуются различные электрохимические и физические механизмы, связанные с зарождением и гашением микродугового разряда (МДР) в микроканалах. Морфология поверхности и наблюдения за процессом оксидирования *in situ* свидетельствуют о формировании оксидного слоя путем зарождения и гашения МДР по всей поверхности с постепенным ее заполнением и повторным послынным оксидированием. Наличие микроканалов от поверхности слоя до барьерного слоя широко подтверждается различными методами, так же, как и значительная пористость оксидного слоя в диапазоне от 10 нм до 10 мкм. Слабый рост напряжения пробоя после достижения стабильной фазы ПЭО при увеличении оксидного слоя от 1–5 мкм до 50–100 мкм свидетельствует о постоянном доступе электролита к барьерному слою. В последние годы широко исследуется возможность достижения качественно новых свойств оксидных слоев путем модификации ПЭО добавками в электролит различных керамических наночастиц. Это превращает ПЭО в ещё более сложный гибридный процесс.

Среди вопросов, которые традиционно обходят вниманием и на которые мы пытаемся дать ответы: (1) что обеспечивает транспорт оксидируемого расплава внутри микроканала к поверхности оксидного слоя; (2) что является причиной формирования нано- и микропористости оксидного слоя; (3) как формируется сетка наноканалов; (4) что вызывает формирование новых микроканалов?

Обобщением известных и собственных результатов является следующая предполагаемая последовательность событий, задающая разномасштабные циклы.

## **1. Формирование и гашение микродуги:**

1.1. Первичный пробой барьерного слоя и формирование в микроканале парогазовой фазы (ПГФ) из электролита.

1.2. Вторичный пробой ПГФ и трансформация ПГФ в плазменный пузырь с образованием МДР, приводящего к локальному расплавлению металла, а также переходу части расплава в газообразное состояние при его кипении.

1.3. Выталкивание расплава металла металлическим паром в микроканал и его барботирование, а также вытеснение плазменного пузыря к поверхности, а затем его свободное расширение.

1.4. Переход плазменного пузыря в состояние ПГФ, гашение МДР на пузыре ПГФ и на жидком оксиде, заполняющем микроканал, затвердевание расплава.

**2. Формирование структурной неоднородности,** включая наноразмерные напряжённые кристаллиты, нано и микропоры в диапазоне от 10 нм до 10 мкм, а также сетку нанотрещин:

2.1. Нанопоры формируются в результате насыщения расплава пузырьками металлического газа (пара) и их дробления в турбулентном потоке окисляющегося расплава, фиксации пузырьков пара при переходе оксида из жидкого в твердое состояние, а далее конденсации металлического пара.

2.2. Микропоры формируются путем захвата расплавом электролитной ПГФ, в основном, на границах микроканала и при выплеске расплава на поверхность.

2.3. Формирование сетки нанотрещин обусловлено переменным воздействием многочисленных МДР на структурно-неоднородный слой: сжатие прилегающей к микроканалу с МДР области оксида из-за нагрева от МДР сменяется последующим растяжением этой области из-за уменьшения объема оксида в микроканале при его затвердевании и охлаждении. Напряжения от МДР действуют в суперпозиции на расстоянии до  $\sim 10R_C$  ( $R_C$  – радиус микроканала), приводя к растрескиванию по границам нанокристаллитов из-за высокой концентрации напряжений на их границах с образованием сетки нанотрещин, соединяющих нано/микропоры.

### **3. Формирование нового микроканала:**

3.1. Резкий нагрев материала, прилегающего к микроканалу с застывшим и постепенно остывающим оксидом, приводит к разогреву выше вязко-хрупкого перехода  $T_{D \rightarrow B}$  (ductile-brittle transition) на расстоянии  $R_{D \rightarrow B} = R_C \dots 2R_C$  от центра канала ( $R_{D \rightarrow B}$  соответствует изотерме  $T_{D \rightarrow B}$ ).

3.2. При остывании оксида в микроканале, в окружающем его материале на расстояниях  $R > R_{D \rightarrow B}$  возникают напряжения растяжения, превышающие критические напряжения разрушения  $\sigma_c = K1c/\sqrt{\pi l}$  ( $K1c$  – критический коэффициент интенсивности напряжений  $K1c$ ,  $l$  – зародышевая нанотрещина), что провоцирует рост зародышевой трещины.

3.3. Микротрещина растет вдоль заполненного затвердевшим и остывающим оксидом микроканала в волне растягивающих напряжений путем раскрытия цепочки нанотрещин, соединяющих нано и микропоры.

3.4. Формирование микроканала завершается путем растворения берегов микротрещины на катодной фазе цикла, а также отслаивания наноламелей на стенках трещины и их вымывания электролитом, что ведет к расширению и сглаживанию трещины и ее превращению в микроканал диаметром 1–10 мкм.

**4. Механизмы взаимодействия введенных в электролит наночастиц (НЧ) с оксидным слоем при ПЭО** зависят от их размера, температур плавления и фазовых переходов, а также соотношения твердости НЧ с твердостью оксидного слоя (условно «твердые» и «мягкие» НЧ). «Мягкие» НЧ при ударе о слой деформируются без внедрения, их разогрев обусловлен пластической деформацией. «Твердые» НЧ при ударе о слой способны к внедрению на различную глубину, их разогрев обусловлен в основном трением при внедрении. Для «мягких» и «твердых» НЧ по мере увеличения их размеров последовательно реализуются (1) плавление НЧ с последующим химическим взаимодействием с материалом оксидного слоя; (2) структурное фазовое превращение без химического взаимодействия; (3) фиксация в слое в исходном фазовом состоянии; (4) упругий отскок от слоя. Таким образом, по конечному результату можно различать инертное, химически инертное с фазовыми превращениями и химически активное с образованием новых соединений и фаз взаимодействие НЧ с оксидным слоем. Сравнительно крупные частицы или их агломераты также могут заполнять поры по механизму электрофореза. При внедрении в оксидный слой «твердые» НЧ могут снижать напряжение пробоя ПГФ. «Мягкие» частицы, наоборот, могут затруднять пробой ПГФ. В результате меняется количество МДР и их характеристики, а в итоге структура и фазовый состав слоя.

## РОЖДЕННЫЕ В РОССИИ ПРОГРЕССИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ И МЕТАЛЛООБРАБОТКЕ

Макаров А.В.<sup>1,2,3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup>Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
Екатеринбург, Россия  
[av-mak@yandex.ru](mailto:av-mak@yandex.ru)

Представлен обзорный доклад-лекция о прогрессивных лазерных и деформационных технологиях, идеи которых были предложены учеными и инженерами в Советском Союзе и постсоветской России. Некоторые идеи были реализованы на современном техническом уровне в передовых технологиях, широко известных и применяемых в мировой практике.

Нобелевская премия по физике 1964 года "За фундаментальные работы в области квантовой электроники, которые привели к созданию генераторов и усилителей на лазерно-мазерном принципе" была присуждена А.М. Прохорову, Н.Г. Басову (СССР) и Ч. Таунсу (США). Тем самым подтвержден определяющий вклад российских ученых в создании лазера. Идеи и других российских физиков послужили основой прогрессивных технологий лазерного упрочнения и модифицирования материалов. Так, в 1962 году сотрудниками ФИАН им. П.Н. Лебедева РАН была впервые открыта возможность создания сжимающих напряжений на значительную глубину при действии высокого давления в результате ударной волны, генерируемой испарением материала при быстром нагреве лазерным импульсом и адиабатическим расширением высокотемпературной плазмы. Это открытие послужило основой метода лазерной ударной обработки, возможности которой продемонстрированы при упрочнении до 40% на глубину до 1,5 мм деформируемого магниевых сплава МА2-1.

Профессором Е.В. Харанжевским из Удмуртского государственного университета предложена технология высокоскоростного лазерного сплавления (ВЛС) дисперсных порошков короткоимпульсными (нано- и миллисекундными) лазерами, формирующая керамические и металлические покрытия с аморфно-нанокристаллическими и сильно неравновесными структурами, обладающими уникальными прочностными и антифрикционными свойствами в условиях трения скольжения [1]. Представлены особенности абразивного изнашивания керамических покрытий на основе карбида и нитрида бора. Сверхтвердые (до 4500 HV) аморфные участки на основе карбида бора с нанокристаллическими включениями В<sub>4</sub>С и ВN обеспечивают эффективное сопротивление изнашиванию всеми исследованными абразивами с различной твердостью: кремнем SiO<sub>2</sub> (твердость ~ 1000 HV), корундом Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (~ 2000 HV) и карбидом кремния SiC (~ 3000 HV). С увеличением количества нитрида бора ВN в диапазоне 10-40 мас. % абразивная износостойкость покрытий непрерывно возрастает при испытаниях по кремню и карбиду кремния. При испытании по абразиву корунду минимальные потери массы зафиксированы у покрытий с содержанием 20-30 мас. % ВN.

Отмечены перспективы, преимущества и недостатки короткоимпульсной шликерной лазерной наплавки при создании покрытий из среднеэнтропийных эквивалентных сплавов системы CrFeNi с добавками различных упрочняющих фаз (карбидов и

боридов), а также при формировании многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов из высокодисперсных порошков.

В 1967 году Ю.В. Клименко получено авторское свидетельство СССР №195846 на «Способ сварки металлов трением» вращающимся инструментом, а 1991 году подобный процесс “Friction welding” запатентован Британским институтом сварки (W.M. Thomas et al. Pat. No. 9125978.8). Многопроходная плоскостная сварка трением с перемешиванием (СТП) является важнейшим направлением развития технологии восстановительного ремонта медных стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ), в конструирование которых важнейший вклад внесли советские инженеры (Г.Л. Химич и др.). А специалистами ЗАО НПП «Машпром» совместно с ИФМ УрО РАН, УрФУ, ИМАШ УрО РАН и металлургических предприятий России разработана и реализуется на практике инновационная импортозамещающая технология ремонта и производства новых плит с износостойкими композиционными покрытиями и специальной термической обработкой для упрочнения основы плиты из дисперсионно-твердеющей бронзы, а также повышения теплостойкости и износостойкости покрытия [2, 3].

Продемонстрированы преимущества и перспективы восстановления плит кристаллизаторов МНЛЗ из CuCrZr бронзы современным экологичным методом многопроходной СТП: получено плоскостное бездефектное сварное соединение с однородной макроструктурой нанесенного слоя при использовании в качестве присадочного материала меди [4] и CuCrZr бронзы. Выявленное для второго случая разупрочнение восстановленного слоя при многопроходной СТП, вызванное перестариванием бронзы, может быть устранено термической обработкой (закалка с последующим старением), приводящей к повышению твердости. Реализована на образцах комплексная технология восстановления медных плит кристаллизаторов МНЛЗ с нанесением слоя хромциркониевой бронзы методом многопроходной СТП и износостойкого композиционного газотермического покрытия. Восстановление медных плит до первоначальной толщины методом СТП с последующим нанесением износостойких композиционных покрытий обеспечит бесконечный цикл эксплуатации кристаллизаторов и практически исключит потребность в импорте кристаллизаторов. Это позволяет обеспечить технологический суверенитет по критичному по безопасности переделу производства стали в России.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФМ УрО РАН по теме № 122021000033-2.*

1. Kharanzhevskiy E.V., Ipatov A.G., Makarov A.V. et al. Tribological performance of boron-based superhard coatings sliding against different materials // *Wear*. – 2021. – V. 477. – 203835.
2. Котельников А.Б., Вопнерук А.А., Макаров А.В. и др. Новые материалы и технологии существенного повышения износостойкости рабочей поверхности металлургического оборудования // *Тяжелое машиностроение*. – 2018. – № 9. – С. 14–20.
3. Makarov A.V., Korobov Yu.S., Soboleva N.N. et al. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications // *Letters on Materials*. – 2019. – V. 9. – No. 4. – P. 470-474.
4. Lezhnin N.V., Makarov A.V., Volkova E.G. et al. Realizing ultrafine grain structure of Cu-Cr-Zr alloy via friction stir welding/processing // *Letters on Materials* 12 (4s), 2022 pp. 428-432.

## АКУСТИЧЕСКАЯ СТРУКТУРОСКОПИЯ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ

**Муравьев В.В.**

*Ижевский государственный технический университет  
имени М. Т. Калашникова,  
г. Ижевск,  
[vmuraviev@mail.ru](mailto:vmuraviev@mail.ru)*

Современная концепция технической диагностики и неразрушающего контроля базируется на методах обнаружения дефектов в виде несплошностей, снижающих прочность механически нагруженных металлоконструкций. Однако, несмотря на высокую техническую и методическую оснащенность неразрушающего контроля и жесткий технический контроль надзорными органами, техногенные аварии на опасных производственных объектах продолжают происходить. Причиной этого является наличие высоких остаточных напряжений в зоне структурной неоднородности, не обнаруживаемой утвержденными методами и средствами при производстве и в процессе эксплуатации объекта. Поэтому требуется более чувствительное диагностирование с оценкой структурного состояния для обнаружения начальной подготовительной стадии деструктуризации металлоконструкций.

Структура металла деталей машин и конструкций, полученная при производстве, должна обеспечивать их трещиностойкость, прочность, твердость при высокой износостойкости и противодействии пластическим деформациям. Однако в процессе эксплуатации структурное состояние металла меняется существенным образом. В результате циклических механических и температурных воздействий возникают пластическая деформация и наклеп, где в дальнейшем накапливаются микродефекты, вызывающие образование микро- и макротрещин, приводящих к разрушению. Таким образом, для обеспечения надежной эксплуатации объектов необходимо своевременно диагностировать критическое изменение структуры и выявлять предельное состояние.

Одними из наиболее нагруженных опасных производственных объектов, находящихся при эксплуатации в условиях сложного напряженного состояния и сложных климатических условий, являются железнодорожные рельсы, детали подвижного состава, магистральные трубопроводы, металлоконструкции нефтегазодобычи, объем производства которых растет из года в год. Агрессивное воздействие окружающей среды и циклически изменяющийся температурный режим, влияет на структурное состояние металла, накапливаются повреждения в виде микродефектов, коррозии под напряжением, приводящие к развитию трещин и разрушению.

Перспективные варианты неразрушающей оценки изменения структурного и прочностного состояния металлоконструкций связаны с измерением чувствительных информативных параметров ультразвуковых волн. Установление связи между информативными параметрами ультразвуковых волн и структурно-механическим состоянием металла является актуальной научно-технической задачей в области акустической структуроскопии, решение которой позволит повысить качество металла деталей машин и конструкций и обеспечит их долговечность.

Среди информативных параметров ультразвуковых волн для оценки структурного состояния металла целесообразно использовать наиболее структурно чувствительные – акустические структурные шумы, а также скорости продольных, поперечных, рэлеевских и головных волн. Следует отметить, что существующие методы

акустической структуроскопии, по сравнению с другими (визуальные, магнитные, вихретоковые), обладают рядом преимуществ:

- возможность оценки упругих модулей и структурного состояния, как на поверхности, так и по всему объему изделия;
- возможность структуроскопии изделий в процессе эксплуатации.
- однозначная связь между оцениваемыми и измеряемыми параметрами.

В докладе представлены результаты исследований связи акустических шумов, а также скорости продольных, поперечных и рэлеевских волн со структурным состоянием металла рельсового и пруткового проката из углеродистых и легированных сталей и сплавов. Приведены материалы исследований остаточных напряжений в рельсах, в железнодорожных вагонных и локомотивных колесах, в листовом прокате и трубах большого диаметра.

*Исследование выполнено с использованием уникальной научной установки УНУ «Информационно-измерительный комплекс для исследований акустических свойств материалов и изделий» (рег. номер: 586308).*

## УЛЬТРАЗВУКОВАЯ СВАРКА МЕТАЛЛОВ: МЕХАНИЗМЫ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ, ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ

<sup>1</sup>Назаров А.А., <sup>1,2</sup>Идрисова М.А., <sup>1</sup>Мурзаев Р.Т., <sup>1</sup>Мурзинова М.А.,  
<sup>1</sup>Мухаметгалина А.А., <sup>1</sup>Шаяхметова Э.Р.

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

<sup>2</sup>*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*

[aanazarov@imsp.ru](mailto:aanazarov@imsp.ru)

Ультразвуковая сварка (УЗС) является одним из инновационных способов соединения металлов в твердой фазе и находит широкое применение при сварке тонких листов, фольг, проводов в электронике, электротехнике, автомобильной промышленности и других отраслях [1]. Появление нового метода аддитивной технологии – ультразвуковой консолидации, основанной на послойной ультразвуковой сварке металлических фольг, расширило применения УЗС в область создания объемных конструкций [2], что обусловило рост интереса к исследованию механизмов сварки, структуры и свойств соединений.

Качество соединения при УЗС определяется множеством параметров и факторов, как амплитуда колебаний, статическая сила прижима, время сварки (или внесенная энергия), конструктивные особенности оборудования (волновода, наконечника), характеристики соединяемых материалов (твердость, теплопроводность), шероховатость поверхности и т.д. Актуальным представляется исследование изменений структуры материалов и формирования сварного шва при различных комбинациях указанных факторов.

В настоящем докладе будут изложены основные принципы УЗС металлов, представления о механизмах соединения, устройство и характеристики используемого оборудования, а также результаты исследований структуры и свойств соединений металлов, полученных этим методом. Основное внимание будет уделено новым результатам, полученным при экспериментальном исследовании соединений листов меди и при моделировании процесса УЗС меди с помощью метода молекулярной динамики.

Для экспериментальной реализации процесса УЗС используется экспериментальная установка, состоящая из ультразвукового генератора УЗГ-10, магнитоотрицательного преобразователя ПМС-15А-18, полуволнового сварочного волновода и пружинного пресса. На наконечнике волновода и наковальне нанесены насечки, обеспечивающие передачу колебаний соединяемым листам. Для сварки из листов металлов толщиной от 0.5 и 0.8 мм вырезаются пластины длиной 40-50 мм и шириной 15-20 мм. Свариваемые пластины укладываются на наковальню внахлест, прижимаются с помощью пружинного пресса сварочным наконечником к наковальне и свариваются под действием приложенного сжимающего усилия, с заданной амплитудой в течение заданного времени.

Структуру сварных соединений исследовали в их поперечном сечении, проходящем через середину сварной точки. Микроструктуру анализировали методами сканирующей электронной микроскопии в режимах отраженных и обратно рассеянных электронов (BSE, EBSD). Прочность соединений на срез определяли в соответствии с рекомендациями ГОСТ 6996-66 «Сварные соединения. Методы определения механических свойств». В ходе испытаний записывали диаграмму растяжения, определяли максимальное усилие разрушения сварной точки и оценивали прочность соединений как отношение максимального усилия к площади сварного наконечника.



С помощью УЗС впервые получены соединения листов Ni с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой и показано, что они обладают более высокой прочностью, чем соединения промышленных листов с крупнозернистой структурой, полученные при тех же условиях [3]. Показано, что в процессе УЗС титана происходит полиморфное превращение  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ , благодаря чему получают качественные соединения с прочностью, близкой к прочности соединений, полученных контактной сваркой [4].

При сварке листов меди толщиной 0.8 мм получена прочность на срез до 72 МПа, что превышает большинство результатов, имеющих в литературе, за исключением результатов, полученных в работе [5] (120 МПа). Исследование показало, что существует прямая связь между линейной плотностью соединений (относительной протяженностью бездефектных участков) и, соответственно, с прочностью соединения, с одной стороны, и распределением деформаций сжатия или растяжения, вызванных внедрением инструмента в листы. Наличие малейшей растягивающей деформации приводит к падению линейной плотности соединений вплоть до 5%, тогда как соединения с плотностью выше 70% формируются в областях с деформацией сжатия более 15%. Таким образом, для повышения прочности соединения меди режимы сварки и геометрия инструмента должны обеспечивать наиболее равномерное распределение деформаций сжатия образца выше 15%.

Проведено молекулярно-динамическое моделирование процесса УЗС. Для этого была построена исходная структура, состоящая из двух блоков атомов меди, имеющих на поверхности выступы, моделирующие шероховатость. При моделировании нижняя часть нижнего блока может двигаться только в направлении нормали к плоскости соприкосновения, передавая сжимающее напряжение, а к верхней прикладываются синусоидальные смещения в направлении, параллельном этой плоскости. В процессе моделируемой сварки происходит интенсивный нагрев, деформация выступов на поверхностях блоков, что приводит к изменениям атомной структуры в области соединения, к образованию и росту очагов схватывания. Показано, что повышение температуры и залечивание пор при этом существенно зависят от локальной разориентации решетки двух блоков, от амплитуды синусоидальных смещений. В процессе УЗС атомная структура формирующейся между блоками границы разориентации существенно отличается от структуры равновесных границ зерен, не испытывающих внешних воздействий, и является аморфоподобной.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 22-19-00617. Экспериментальные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".*

## Список литературы

1. Matheny M.P., Graff K.F. In: Power Ultrasonics. Applications of High-Intensity Ultrasound. Elsevier. 2015. P. 259-293.
2. Hehr A., Norfolk M. // Rapid Protot. J. 2020. V. 26. P. 445–458.
3. Shayakhmetova E.R., Murzinova M.A., Nazarov A.A. // Metals. 2021. V. 11. Art. 1800.
4. Mukhametgalina A.A., Murzinova M.A., Nazarov A.A. // Metall. Mater. Trans. A. 2022. V. 53. P. 1119–1131.
5. Yang J., Cao B., Lu Q. // Materials. 2017. №10. P. 193.

# ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И ИЗМЕРЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ГЕТЕРОГЕННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ И ПОКРЫТИЯХ

Бецофен С.Я.

Московский авиационный институт  
(государственный исследовательский университет)  
[s.betsofen@gmail.com](mailto:s.betsofen@gmail.com)

Остаточные напряжения играют важную роль в формировании модифицированных поверхностных слоев. В дифракционной тензометрии широко применяют метод “ $\sin^2\Psi$ ”, при использовании как рентгеновского, так и нейтронного излучений. В методе “ $\sin^2\Psi$ ” измеряют межплоскостные расстояния для рефлекса (hkl) при нескольких значениях угла “ $\Psi$ ” и величину  $\sigma_{ост.}$  определяют из наклона (tg $\alpha$ ) экспериментальной зависимости  $d_\Psi$  от  $\sin^2\Psi$

$$\sigma_{ост.} = (tg \alpha \cdot E_{hkl}) / a_0(1 + \nu_{hkl})$$

где:  $E_{hkl}$  и  $\nu_{hkl}$  – модуль Юнга и коэффициент Пуассона для направления нормали к (hkl)

Наличие градиента параметров решетки по глубине образца будет приводить к существенным ошибкам измерения остаточных напряжений методом “ $\sin^2\Psi$ ”. Проблемы измерения остаточных напряжений в гетерогенных поверхностных слоях, для которых не применима стандартная методика « $\sin^2\Psi$ », могут быть решены при использовании оригинальной методики, основанной на особенностях упругой анизотропии [1]. Показано, что для оценки остаточных напряжений можно использовать параметры решетки для любой пары рефлексов ( $h_1k_1l_1$ ) и ( $h_2k_2l_2$ ), отличающихся упругими константами ( $K_{hkl}$ ):

$$\sigma_{ост.} = \frac{a_{h_1k_1l_1} - a_{h_2k_2l_2}}{2(a_{h_2k_2l_2} K_{h_1k_1l_1} - a_{h_1k_1l_1} K_{h_2k_2l_2})}$$

Для кубических кристаллов упругие рентгеновские константы  $K_{hkl} = (\nu/E)_{hkl}$  рассчитываются с помощью соотношения:

$$K_{hkl} = -S_{11} - (S_{11} - S_{12} - 1/2S_{44})(h^2k^2 + h^2l^2 + k^2l^2) / (h^2 + k^2 + l^2)^2$$

где:  $S_{11}$ ,  $S_{12}$  и  $S_{44}$  – монокристалльные константы податливости

Величину параметра решетки ( $a_0$ ) за вычетом вклада упругих напряжений вычисляют из соотношения:

$$a_0 = a_{hkl} / (1 + 2 \sigma \times K_{hkl})$$

Приведены примеры применения этой методики для измерения остаточных напряжений в гетерогенных поверхностных слоях трип-сталей, металлических сплавов после ионного азотирования, а также в теплозащитных и тугоплавких покрытиях, для которых не применима стандартная методика дифракционной тензометрии « $\sin^2\Psi$ ».

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-19-00330).*

1. Ашмарин А.А., Бецофен С.Я., Лозован А.А., Лебедев М.А. [Остаточные напряжения в поверхностных слоях с градиентной структурой](#) // Деформация и разрушение материалов. 2022. №2. С. 18-26.

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ МОДИФИКАЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ УДАРНО-ВОЛНОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Колобов Ю.Р.

*ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН, г.Черноголовка, РФ  
Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, г. Москва, РФ  
[kolobov@icp.ac.ru](mailto:kolobov@icp.ac.ru)*

На основе результатов опубликованных в последние годы автором (или при его участии) экспериментальных работ в сочетании с компьютерным моделированием, а также имеющихся литературных данных, проведен анализ современного состояния проблемы целенаправленного изменения структуры и фазового состава приповерхностных слоев металлов и сплавов. Обсуждаются физические основы и практические возможности различных методов обработки внешней и внутренних поверхностей раздела поликристаллических материалов для достижения воспроизводимых и стабильных в реальных условиях их эксплуатации эффектов упрочнения, пластификации или экстремальных значений поверхностной смачиваемости, в том числе получения супергидрофильных/супергидрофобных свойств внешней поверхности материалов и готовых изделий [1,2].

Рассматриваются закономерности формирования и эволюции неоднородных, в том числе градиентных, структур в металлических поликристаллах при ударно-волновом воздействии импульсными лазерными и ионными пучками короткой (нано-) и ультракороткой (фемтосекундной) длительности в сравнении с соответствующими в условиях микродугового оксидирования и диффузионного насыщения с поверхности химическими элементами примесей замещения или внедрения. В ряде случаев синергический эффект достигается путем сочетания указанных выше воздействий при разработке и создании реализуемых на практике новых технологических процессов упрочнения и модификации физико-химических и механических свойств, как тонких приповерхностных слоев, так и объемных листовых металлических материалов.

Отмечается, что в условиях, отвечающих реализации нагрева и эффектов ударно-волнового воздействия в приповерхностных слоях рассматриваемых материалов, наблюдается (как закономерность) формирование субмикро-, нано- или аморфных структур [3,4]. Специальное внимание отводится рассмотрению влияния модификации указанными выше методами тонких приповерхностных слоев на сопротивление развитию пластической деформации и разрушения образцов рассматриваемых материалов при квазистатическом или циклическом нагружении [2].

Обсуждаются особенности выделения и влияния на механические свойства частиц вторичных, в том числе наноразмерных, фаз с анализом типов кристаллографических соотношений решеток выделяющихся фаз и матрицы [1].

Разработанные к настоящему времени теоретические модели и численные методы компьютерного моделирования исследуемых материалов и процессов успешно описывают широкий диапазон длительностей лазерного воздействия: от фемто- (фс) до пико- и наносекунд (нс) в области интенсивностей лазерного излучения, используемых в промышленности. На основе указанных моделей и методов с использованием рассмотренных выше современных технологий поверхностной обработки воздействиями с различными длительностью импульсов, частотой их следования, энер-

гией в импульсе, плотностью мощности и другими контролируемыми параметрами удастся решить ряд важных для практики материаловедческих проблем.

Приводятся примеры практического применения новых технологических режимов поверхностной обработки с использованием описанных выше методов.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-13-00324).*

### **Список литературы**

1. Колобов Ю.Р. Закономерности и механизмы формирования субмикро-, нано- и ультрамелкозернистых структур и механических свойств металлов и сплавов при различных обработках (обзор) //Известия высших учебных заведений. Физика. – 2018. – Т. 61. – №. 4. – С. 11-24.
2. Колобов Ю.Р., Манохин С.С., Одинцова Г.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В. Исследование влияния обработки лазерными импульсами наносекундной длительности на структуру субмикрористаллического титана// Письма в Журнал технической физики//, 2021, Т. 47, № 14,С. 21-25. 1. (Kolobov Y. R. et al. Studying the influence of nanosecond pulsed laser action on the structure of submicrocrystalline titanium //Technical Physics Letters. – 2021. – Т. 47. – №. 10. – С. 721-725).
3. [2] Khokhlov V. A.,Inogamov N.A., ... Nelasov I.V., Manokhin S.S., Kolobov Yu.R.et al. Melting of Titanium by a Shock Wave Generated by an Intense Femtosecond Laser Pulse //JETP Letters. – 2022. – Т. 115. – №. 9. – С. 523-530.
1. V. Zhakhovsky, Yu.Kolobov, S.Ashitkov, N.Inogamov, I.Nelasov, S.Manokhin, V.Khokhlov, D.Ilnitsky, Yu.Petrov, A. Ovchinnikov, O. Chefonov, D.Sitnikov. Shock-induced melting and crystallization in titanium irradiated by ultrashort-laserpulse (<http://arxiv.org/abs/2306.09100>//-2023г.)

# ТЕРМОДИНАМИКА КАК ОСНОВА СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Казаков А.А.

ООО «Тиксомет», Санкт-Петербург,  
[kazakov@thixomet.ru](mailto:kazakov@thixomet.ru)

На примере сталей и сплавов разнообразного назначения показаны возможности термодинамического моделирования для решения задач совершенствования их состава и технологии получения: 1) выбор перспективных составов силуминов для их обработки в полутвердом состоянии (semi-solid processing, SSP)<sup>1</sup>, 2) управление природой  $\delta$ -феррита в высокоазотистых сталях для повышения их технологических свойств при горячей пластической обработке<sup>2</sup> и сварке<sup>3</sup>, 3) интерпретация природы неметаллических включений в трубных сталях для автоматизации составления металлографических заключений дефектов в условиях заводской практики<sup>4</sup>.

На основе фундаментальной кривой «доля жидкости от температуры», полученной термодинамическим моделированием, разработаны критерии выбора перспективных составов силуминов для технологии SSP<sup>1</sup>. Показано, как эти расчетные данные соотносятся с калориметрическими результатами исследований и как их можно использовать для понимания эволюции микроструктуры сплавов на всех стадиях их производства.

Методами термодинамического моделирования найдены критические параметры, определяющие поведение  $\delta$ -феррита при кристаллизации и последующем охлаждении твердой высокоазотистой стали при ее производстве и сварке. Усовершенствована диаграмма Шеффлера и предложена ее более эффективная альтернатива для управления химической и структурной неоднородностью сталей для повышения их технологических, механических и коррозионных свойств<sup>2</sup>. Аналогичные исследования проведены для сварочных материалов этих сталей. Показано, что кристаллизация через  $\delta$ -феррит обеспечивает минимальный эпитаксиальный рост и повышенную структурную однородность шва после многопроходной сварки<sup>3</sup>.

Разработан метод термодинамической интерпретации природы неметаллических включений, изученных с помощью SEM-EDS метода. Разработана и внедрена в действующее промышленное производство система качества «Дефекты металлопродукции», позволяющая классифицировать все дефекты листового проката и труб, в том числе крюкообразные трещины, образовавшиеся из-за неметаллических включений в сварных соединениях, изготовленных с помощью ТВЧ<sup>4</sup>.

## Список литературы

1. Kazakov A.A. Alloy compositions for semisolid forming, *Advanced Materials and Processes*. 2000. Vol. 157(3), p. p. 31-34.
2. Казаков А. А., Орыщенко А. С., Фомина О. В., Житенев А. И., Вихарева Т. В. Управление природой  $\delta$ -феррита в азотсодержащих хромоникельмарганцевых сталях, *Вопросы материаловедения*. 2017. № 1. С. 7-12.
3. Казаков А.А., Фомина О.В., Житенев А.И., Мельников П.В. Физико-химические основы управления природой  $\delta$ -феррита при сварке аустенитно-ферритными материалами. *Вопросы материаловедения*. 2018; (4(96)):42-52.
4. A. A. Kazakov, D. V. Kiselev, V. A. Murysev, I. V. Rybalchenko. Non-metallic inclusions and hook cracks of high-frequency induction welded pipes. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, Vol.24, pp.49-59.

## ПОДХОДЫ К ПРИМЕНЕНИЮ ПРЕДИКТИВНОЙ АНАЛИТИКИ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ И МЕТАЛЛУРГИИ

Кудря А.В., Соколовская Э.А.

НИТУ МИСИС, Москва, РФ,  
[AVKudrya@misis.ru](mailto:AVKudrya@misis.ru)

Predictive Analytics – совокупность операций, позволяющих прогнозировать результаты некоторых событий в будущем основываясь на закономерностях их развития в прошлом. В данной структуре, если принимать во внимание ее обозначение в самом широком смысле, присутствуют элементы классической статистики, теории игр и т. д. Перечень областей, в рамках которых используются выкладки подобного порядка, чрезвычайно широк: бизнес сфера, банковское дело, маркетинге и других отраслях человеческой деятельности.

Де-факто данный подход уже давно нашел применение в металлургии и материаловедении. Так, в управлении технологией это может быть расчет универсальной траектории процесса (последовательность режимов), приводящей к желаемой цели из любого состояния. Когда это невозможно, можно заранее спроектировать пучок траекторий (для каждого из возможных исходных состояний) и назначать их поплавно. Если нельзя сузить разброс параметров процесса по всему циклу, то остается возможность нелокального адаптивного управления: отклонения от нормы (в пределах поля допуска технологии), на одной из стадий передела, компенсировать изменением режимов на следующих.

IT металлургического производства должны «*in situ*», автоматически просчитывать и находить оптимальные варианты изменений в зависимости от специфики конкретного производства и доводить решение до частных АСУ подразделений. В какой мере оправданы ожидания эффективного результата в связи с применением современных программных решений (нейросети, процедуры машинного обучения и т. п.) при «раскопках данных» производственного контроля не вполне ясно. Не ясно, например, как они учитывают многообразие сценариев протекания технологической наследственности (даже в рамках хорошо отлаженного технологического процесса) для однотипных видов металлопродукции, статистику распределения значений параметров процесса и продукта.

Очевидно, что установление взаимосвязи между вариацией значений параметров технологии и сопутствующим этому изменениям величин приемо-сдаточных параметров должно основываться на более полных оценках качества металлопродукции. В этой связи важны массовые оценки морфологии структур, учитывающие, в частности, возможность описания неоднородности их строения (технологически неизбежной вследствие широкого спектра механизмов эволюции структур и дефектов по технологической цепочке, в пределах штатного поля допуска технологии). При этом также существенно развитие методов оценки сопротивления металла разрушению, способных учесть вклад неоднородности разнородных структур в появлении разброса вязкости металла, как в пределах одной единицы продукции, так и от изделия к изделию.

Понимание механизмов разрушения среды с разнородной структурой важно не только для прогноза её сопротивляемости разрушению по имеющемуся её строению - *post factum*, но и для выработки принципов конструирования оптимальной конфигурации структур и размеров (формы) отдельных её элементов под заданный уровень свойств.

## О НЕКОТОРЫХ ВОПРОСАХ ЦИФРОВОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ

Соколовская Э.А.

НИТУ МИСИС, Москва, РФ,  
[sokolovskaya@misis.ru](mailto:sokolovskaya@misis.ru)

Для прогноза разрушения конструкционных материалов есть три источника информации: изображения структуры и изломов, результаты испытаний, массивы данных производственного контроля процесса и продукта. До последнего времени ранжировка изображений разнородных структур и сопутствующих изломов базировалась на их сопоставлении с эталонными шкалами. Рост вычислительных мощностей, новые программы обеспечили получение принципиально иной информации об их строении. Однако её объективность будет определяться уровнем метрологического обеспечения цифровых процедур измерения изображений. На этой основе уже реален прогноз свойств неоднородной структуры из описания её геометрии в сопоставлении с морфологией изломов.

Цифровые изображения структур и поверхностей разрушения - это поле яркости  $z(x,y)$  – однозначной функции координат на плоскости кадра в 256 оттенках серого, где светлые и темные участки отвечают той или иной составляющей структуры или излома. При прочих равных (оптические параметры, характеристики светочувствительной матрицы) качество цифрового изображения лимитируется контрастом  $K$  - отношение разности яркостей  $B_o$  различных элементов изображения и фона  $B_f$  одной из этих яркостей  $K = (B_o - B_f)/B_f$ . Существующее многообразие алгоритмов бинаризации указывает на различные подходы к выбору порогового значения. Это находит свое отражение в конечных результатах – характеристиках геометрии структуры. Из этого вытекает, что обоснованный выбор уровня (порога) бинаризации в значительной мере определяет воспроизводимость и сопоставимость результатов измерения элементов изображения. Накопленный опыт цифровизации в металлографии показывает, что такой выбор должен основываться на анализе закономерностей поля яркости изображения и учитывать морфологию той или иной структуры [1]. Учет морфологии структуры важен также и при выборе критериев фильтрации неизбежных шумов, всегда есть риск «вместе с водой выплеснуть ребенка» или внести в результат существенные искажения за счет добавления в базу для расчетов «лишних данных».

На стадии анализа цифровых изображений структур существенен выбор информативных объектов, он основывается на понимании природы разрушения среды со структурой, например, если известно, что скопление неметаллических включений облегчает работу образования вязкого разрушения, применимо к включениям необходима статистика расстояний между ближайшими соседями. Не менее важно и понимание вида распределения значений тех или иных параметров структуры и излома – средние их значения не всегда отражают различие между выборками и наоборот.

Учет этих и других факторов может обеспечить получение объективных оценок структур, что необходимо для более объективной аттестации качества металлопродукции, выработки на этой основе обоснованных принципов управления им, создаст основу для конструирования структур под заданный уровень свойств.

1. Кудря А.В., Соколовская Э.А. // Физика металлов и металловедение. 2022. Т. 123. № 12. С. 1334–1346.

## ТЕХНОЛОГИИ ВОЛОКОННОЙ ОПТИКИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

Башков О.В.

ФГБОУ ВО «Комсомольский-на-Амуре государственный университет»,  
г. Комсомольск-на-Амуре, Российская Федерация  
[bashkov\\_ov@mail.ru](mailto:bashkov_ov@mail.ru)

Оптические волокна находят все большее применение в различных областях транспорта и промышленности. Широкое распространение получили оптические волокна, используемые в качестве транспортного канала не только информационных потоков данных, но и энергии высокой концентрации. Первая область применения в основном связана с IT-технологиями передачи цифровых и аналоговых данных, где оптическим волокнам практически нет равных по скорости и качеству передачи. Здесь, как правило, применяются одно- или многомодовые оптические волокна диаметром 9-62 мкм. В качестве источников передачи сигналов используются низкоэнергетические диодные лазеры с длиной волны 850-1550 нм в зависимости от типа применяемых оптических волокон. Вторая область применения связана с использованием мощных лазерных источников, применяемых для термической обработки, гравировки, резки материалов, где оптические волокна применяются как канал доставки высококонцентрированного энергетического излучения. Здесь применяют лазерные источники мощностью от единиц ватт до десятков киловатт. Диапазон их длин волн находится в пределах от ультрафиолетового излучения 350 нм и используется для прецизионной обработки специальных материалов, таких как стекло, полупроводники, пластики, и до глубокого инфракрасного излучения более 10 мкм, используемого для резки, гравировки материалов.

Третья область применения оптических волокон связана с их использованием для измерения различных физических величин. Эта область постоянно расширяется и находит применение как в науке, так и промышленности, и транспорте. Оптические волокна в данном случае используются не только как каналы доставки информации об излучении, пропускаемом через них, но и в качестве первичных преобразователей физических величин. Принцип действия таких преобразователей основан на регистрации изменений свойств оптического излучения, проходящего через оптическое волокно, вызванного некоторым физическим воздействием на волокно. В качестве источника воздействия может быть температура, давление, механическая нагрузка, сжимающая или растягивающая волокно, вибрация, акустические волны и другое. В результате воздействия на оптическое волокно, выполненное, как правило, из кварцевого стекла (применяются также оптические волокна, изготовленные из полимерных материалов), происходит его упругая деформация, изменение физических свойств среды, через которую проходит лазерное излучение, и, как следствие, изменение свойств излучения. ГОСТ Р 59088-2020 определяет 7 типов волоконно-оптических датчиков (ВОД), различаемых по принципу преобразования и основанных на:

- активной генерации оптического излучения;
- атомно-полевом взаимодействии;
- модуляции когерентного оптического излучения;
- модуляции оптического излучения по интенсивности;
- спектральной модуляции оптического излучения;
- фазовой модуляции оптического излучения;
- модуляции оптического излучения по состоянию поляризации.

Наиболее широкое применение в практике получили ВОД, основанные на спектральной модуляции оптического излучения и модуляции когерентного оптического излучения. Первые из них в качестве сенсоров чаще всего используют решетки Брэгга или



само волокно, используя принцип зондирования, основанный на эффекте Рэлеяского рассеяния, Рамановского рассеяния или рассеяния Бриллюэна. Датчики успешно применяются для измерения деформаций, в частности используется распределенный принцип регистрации деформации. Также есть положительные результаты применения датчиков на решетках Брэгга для регистрации акустических колебаний [1].

Второй тип датчиков для измерения различных параметров использует интерферометрические методы или их сочетание с методами фазовой модуляции. Интерференционные методы позволяют достичь высокой чувствительности, так как используют, как правило, все волокно, размещенное на объекте измерения.

К основным преимуществам ВОД относится их высокая защищенность от внешнего излучения, в том числе от электромагнитных помех, стойкость к воздействию агрессивных сред и высокой температуры. Это позволяет применять датчики в различных областях промышленности, где применение других сенсоров недоступно. Оптические волокна могут быть встроены в структуру материала при изготовлении или наклеены на поверхность изделия, требующего постоянного контроля какого-либо физического параметра, например, деформации, вибрации, акустических волн. Последние могут регистрироваться волоконно-оптическими датчиками в процессе эксплуатации изделия при генерации волн акустической эмиссии во время локальных структурных повреждений, что может быть использовано при неразрушающем контроле в случае применения мониторинга состояния изделия [2].

В настоящее время все большее внимание уделяется адаптивным методам борьбы с шумами. Одним из перспективных методов в их числе является метод адаптивной голографической интерферометрии, который в сочетании с волоконно-оптическим преобразователем позволяет регистрировать акустические колебания, вызванные акустической эмиссией материалов, сохраняя положение рабочей точки интерферометра и обеспечивая подавление низкочастотных помех [3, 4].

*Работа подготовлена при поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки ведущих научных школ Российской Федерации (проект НШ-452.2022.4).*

## **Список литературы**

1. Беловолов М.И. Распределенные волоконно-оптические датчики и системы для непрерывного мониторинга важных объектов// Фотон-экспресс. – 2013. – № 6 (110). – С. 40-41.
2. Rajan G. Prusty B.G. Structural Health Monitoring of Composite Structures Using Fiber Optic Methods // CRC Press. – 2017. – 491 p.
3. Bashkov O.V., Romashko R. V., Zaikov V. I. Panin S. V., Bezruk M. N., Khun K., Bashkov I.O. Detecting acoustic-emission signals with fiber-optic interference transducers // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2017. – V. 53(6). – P. 415-421.
4. Bashkov O.V., Bryansky A.A., Bezruk M.N. et al. Registration of Acoustic Emission Signals in Polymer Composite Material during Its Destruction by Means of Embedded Adaptive Fiber-Optic Sensor // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2022. – V. 86(1). – P. 13–19.

# САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИЙ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ НИТРИДОВ И НИТРИДОВ С КАРБИДАМИ

Амосов А.П.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,  
[egundor@yandex.ru](mailto:egundor@yandex.ru)

Тугоплавкие нитридные ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{AlN}$ ,  $\text{TiN}$ ,  $\text{BN}$ ) и карбидные ( $\text{SiC}$ ,  $\text{TiC}$ ) соединения широко используются для изготовления соответствующих неоксидных керамических материалов как конструкционного назначения благодаря высоким значениям температур плавления, твердости, износостойкости, жаропрочности, химической стабильности, так и функционального назначения ввиду своих электрических и каталитических свойств [1]. Традиционно такие керамические материалы изготавливают реакционным спеканием или горячим прессованием из соответствующих керамических порошков. В последнее время к ним добавились методы искрового плазменного спекания и спекания в микроволновых печах. Но однофазная керамика из отдельных тугоплавких соединений может плохо спекаться, трудно обрабатываться, быть слишком хрупкой, иметь большой коэффициент трения и т. д. Для решения этих проблем используются несколько подходов [2].

Во-первых, применяется композиционная керамика из нескольких фаз (компонентов). Например, к неэлектропроводному нитриду кремния  $\text{Si}_3\text{N}_4$  добавляется электропроводный нитрид титана  $\text{TiN}$ , что позволяет при изготовлении изделий из керамики использовать значительно менее дорогую технологию электроэрозионной обработки по сравнению с обработкой дорогим алмазным инструментом. Во-вторых, используется переход к наноструктурной керамике, так как неоднократно показано, что уменьшение размера порошков, переход к нанопорошкам и изготовление наноструктурной керамики могут значительно улучшить свойства керамики. Если продолжить пример с композиционной керамикой  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiN}$ , то керамика состава  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-30об.}\%\text{TiN}$ , спеченная методом искрового плазменного спекания из наночастиц  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и  $\text{TiN}$ , имеет износостойкость в 3 раза выше, чем композиционная керамика этого состава, спеченная методом горячего прессования из промышленно выпускаемых порошков микронного размера. В-третьих, применяются *in situ* процессы получения композиционной керамики путем проведения химического синтеза наночастиц компонентов в объеме композита. Самый простой и наиболее распространенный подход к изготовлению композиционной нанокерамики заключается в смешивании готовых нанопорошков и их компактировании и спекании (*ex situ* процессы). Однако здесь сталкиваются с двумя проблемами: первая – дороговизна нанопорошков; вторая проблема – нанопорошки практически невозможно смешать механически однородно из-за большой склонности наночастиц к образованию достаточно прочных агломератов, которые очень трудно разрушить при смешивании. В связи с этим в случае высокодисперсных порошков более предпочтительны не *ex situ* механические методы смешивания нужных композиций из приготовленных заранее керамических порошков, а *in situ* химические методы прямого синтеза керамических порошков внутри нужной композиции из смеси исходных, значительно более дешевых реагентов.

Одним из перспективных *in situ* процессов является процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) самых разнообразных тугоплавких соединений, в том числе нитридов и карбидов, который идет за счет собственного

тепловыделения горения в простом малогабаритном оборудовании и занимает мало времени [3, 4]. Другие известные методы получения нитридов и карбидов (печной способ, плазмохимический синтез, карботермический синтез, осаждение из газовой фазы и др.) характеризуются большим электропотреблением, сложным оборудованием и не всегда обеспечивают наноразмерность порошков и тем более нанопорошковых композиций. Азидный СВС с использованием азида натрия  $\text{NaN}_3$  в качестве азотирующего реагента и газифицирующихся галоидных солей фторидов имеет такие отличительные особенности, как сравнительно низкие температуры горения, образование большого количества промежуточных паро- и газообразных продуктов реакций, а также конечных побочных конденсированных и газообразных продуктов, разделяющих частицы целевых порошков, что позволяет синтезировать высокодисперсные ( $< 1$  мкм) наноразмерные и субмикронные порошки нитридов.

Цель настоящего доклада заключается в том, чтобы показать результаты исследований возможности применения процесса азидного СВС для получения композиционных высокодисперсных порошков как нитридов  $\text{TiN-BN}$ ,  $\text{AlN-BN}$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-TiN}$ , так и нитридов с карбидами  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$ ,  $\text{AlN-SiC}$ ,  $\text{TiN-SiC}$ ,  $\text{TiN-TiC}$  [5-7]. Такие порошки могут быть использованы для спекания соответствующих композиционных керамических материалов с наноразмерной и субмикронной структурой, лучшими служебными свойствами, хорошей обрабатываемостью, меньшей хрупкостью и меньшими температурами при спекании по сравнению с однофазными керамическими материалами из этих нитридов и карбидов, а также композиционными материалами из этих фаз с микронными размерами структуры.

#### Список литературы

1. Basu B., Balani K. *Advanced structural ceramics*. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2011.
2. Palmero P. *Structural ceramic nanocomposites: A review of properties and powders' synthesis methods*. *Nanomaterials*. 2015. Vol. 5. P. 656–696.
3. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М.: Машиностроение-1, 2007.
4. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г., Сычев А.Е. Приемы регулирования дисперсной структуры СВС-порошков: от монокристалльных зерен до наноразмерных частиц. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2006. No. 5. С. 9–22.
5. Amosov A.P., Vichurov G.V., Kondrat'eva L.A., Kerson I.A. Nitride nanopowders by azide SHS technology. *International Journal of SHS*. 2017. Vol. 26. No. 1. P. 11–21.
6. Амосов А.П., Титова Ю.В., Белова Г.С., Майдан Д.А., Минеханова А.Ф. СВС высокодисперсных порошковых композиций нитридов с карбидом кремния. Обзор. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2022. Т. 16. No. 4. С. 34–57.
7. Амосов А.П., Титова Ю.В., Минеханова А.Ф., Майдан Д.А., Шоломова А.В. Применение горения смеси порошков  $\text{Ti-NaN}_3\text{-NH}_4\text{Cl-C}$  для синтеза высокодисперсной композиции  $\text{TiN-TiC}$  // *Proceedings of 8th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE-2022)* (October 2–8, 2022, Tomsk, Russia). Tomsk: TPU Publishing House, 2022. P. 1272-1277. <https://efre2022.hcei.tsc.ru/publication/proceedings.html>

# ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ В ЭЛЕКТРОЛИТ НАНОЧАСТИЦ $ZrO_2$ НА СТРУКТУРУ И АНТИКОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ С LPSO-ФАЗОЙ

Полунина А.О., Полунин А.В., Криштал М.М.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
[a.cheretaeva@tltsu.ru](mailto:a.cheretaeva@tltsu.ru)

Плазменно-электролитическое (микродуговое) оксидирование (ПЭО) – эффективный способ защиты поверхности изделий из цветных сплавов, позволяющий формировать многофункциональные износ- и коррозионностойкие керамические слои. Однако применение традиционных электролитов при ПЭО перспективных Mg-сплавов с длиннопериодической упорядоченной структурой (LPSO-структурой) не позволяет получить качественные оксидные слои с высокими антикоррозионными свойствами [1]. Повысить качество оксидного слоя и коррозионную стойкость обрабатываемого сплава можно путем введения наночастиц (НЧ) различных веществ в электролит при ПЭО.

Цель работы – анализ влияния добавки в электролит наночастиц  $ZrO_2$  на структуру и антикоррозионные свойства оксидных слоев, формируемых ПЭО на магниевом сплаве  $Mg_{97}Y_2Zn_1$  с LPSO-фазой.

ПЭО проводили в импульсном биполярном режиме ( $f = 1000$  Гц) при постоянной плотности тока  $j = 7,5$  А/дм<sup>2</sup> (RMS) в течение 10 минут. Базовый оксидный слой (ПЭО) получали в щелочно-фосфатно-фторидно-алюминатном электролите. В базовый электролит добавляли 1 г/л НЧ диоксида циркония  $ZrO_2$  дисперсностью 40–75 нм. Исследовали структуру, элементный состав и антикоррозионные свойства оксидных слоев методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа, потенциодинамической поляризации и импедансной спектроскопии. Кривые Тафеля были получены при скорости развертки 1 мВ/с в пределах -150...+900 мВ относительно потенциала разомкнутой цепи  $E_{рц}$ . Импеданс снимали при амплитудном синусоидальном возмущающем сигнале 10 мВ относительно  $E_{рц}$  в диапазоне частот  $10^5 \div 10^{-2}$  Гц.

Установлено, что введение НЧ  $ZrO_2$  оказывает благоприятное влияние на структуру формируемых «покрытий»: на ~10–15% снижается пористость и дефектность слоя, а также на ~20% растет его средняя толщина (рис. 1).

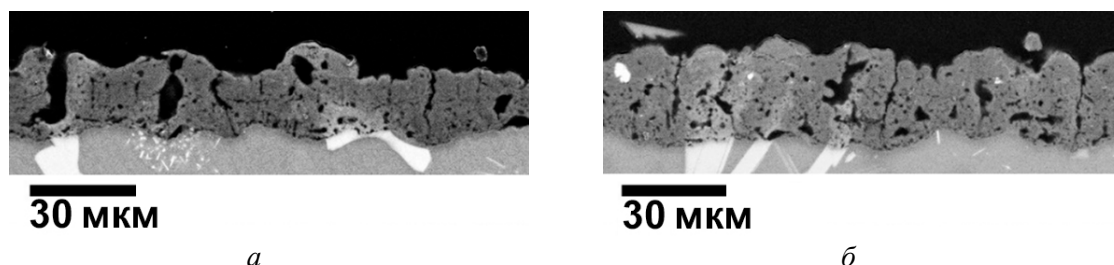
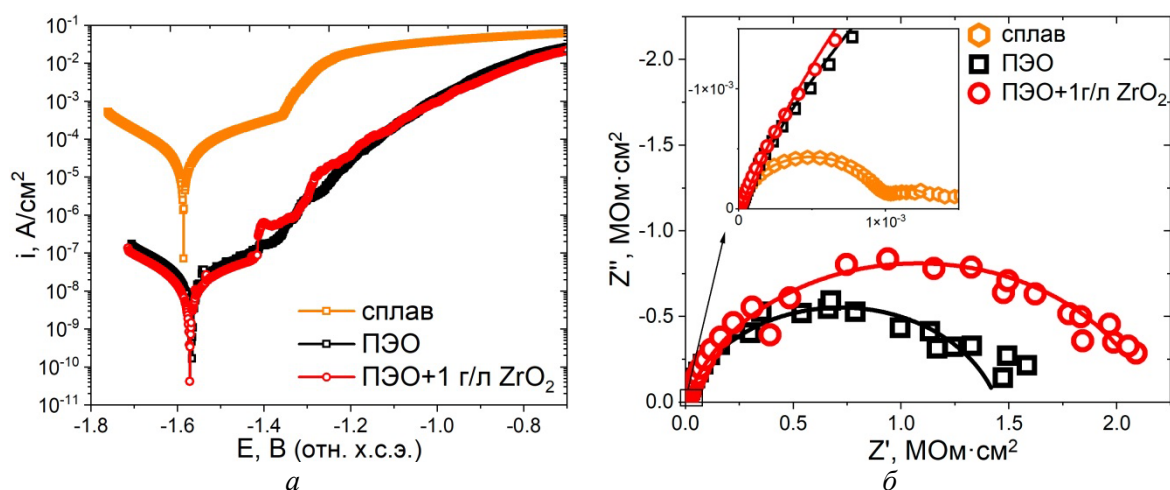


Рис. 1. Микроструктуры (поперечные сечения, СЭМ) базового (а) оксидного слоя и с добавкой 1 г/л НЧ  $ZrO_2$  (б) на Mg-сплаве с LPSO-фазой

Добавка НЧ  $ZrO_2$  в базовый электролит повышает антикоррозионные свойства формируемых слоев: в ~2 раза снижается плотность тока коррозии сплава и повышается поляризационное сопротивление (рис. 2, а и табл. 1). Более чем в 2 раза (до

~0,1%) снижается эффективная сквозная пористость оксидного слоя до подложки ( $P_{\text{eff}}$ ), характеризующая сопротивление тонкого барьерного слоя для доступа коррозионной среде.

Результаты импедансной спектроскопии коррелируют с данными потенциодинамической поляризации: возрастающий радиус окружности годографа оксидного слоя с добавкой 1 г/л НЧ  $\text{ZrO}_2$  (рис. 2, б) указывает на увеличение его комплексного сопротивления, благодаря чему затрудняется проникновение электролита через поры к подложке и замедляется коррозионный процесс. ПЭО в базовом электролите позволяет на ~3 порядка повысить сопротивление переносу заряда естественной оксидной пленки на сплаве  $\text{Mg}_{97}\text{Y}_2\text{Zn}_1$ , а добавка НЧ  $\text{ZrO}_2$  дополнительно повышает модуль импеданса  $|Z|_{f=0,01\text{Гц}}$  до ~1,5 раз.



**Рис. 2.** Кривые Тафеля (а) и Найквиста (б) образцов сплава  $\text{Mg}_{97}\text{Y}_2\text{Zn}_1$  до и после ПЭО (в базовом электролите и с добавкой 1 г/л НЧ  $\text{ZrO}_2$ ), полученные в 3,5%  $\text{NaCl}$  при комнатной температуре ( $22\pm 1^\circ\text{C}$ )

**Таблица 1.** Основные электрохимические показатели коррозии образцов сплава  $\text{Mg}_{97}\text{Y}_2\text{Zn}_1$  до и после ПЭО в 3,5%  $\text{NaCl}$ .

Образец	$i_{\text{corr}}$ , $\text{нА/см}^2$	$R_p$ , $\text{МОМ}\cdot\text{см}^2$	$P_{\text{eff}}$ , %	$ Z _{f=0,01\text{Гц}}$ , $\text{МОМ}\cdot\text{см}^2$
Сплав	$4600\pm 2641$	$0,008\pm 0,004$	–	$(1,1\pm 0,3)\cdot 10^{-3}$
ПЭО	$25,7\pm 11,5$	$1,56\pm 0,80$	$0,19\pm 0,04$	$1,34\pm 0,30$
ПЭО+ $\text{ZrO}_2$	$13,7\pm 1,7$	$2,58\pm 0,50$	$0,09\pm 0,01$	$1,95\pm 0,25$

Можно резюмировать, что введение в электролит 1 г/л наночастиц  $\text{ZrO}_2$  позволяет на ~20% повысить производительность ПЭО и ~ в 2 раза снизить скорость коррозии магниевого сплава  $\text{Mg}_{97}\text{Y}_2\text{Zn}_1$  с LPSO-фазой.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 21-19-00656).*

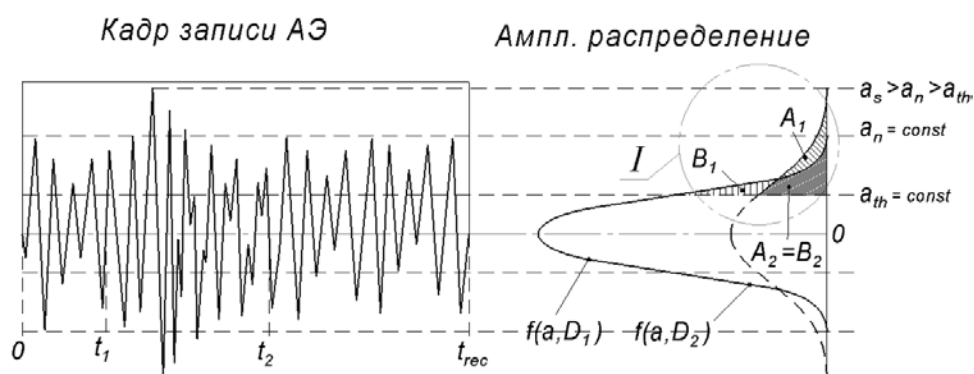
1. Cheretaeva A.O. et al. Improvement of protective oxide layers formed by high-frequency plasma electrolytic oxidation on Mg-RE alloy with LPSO-phase // *Chim. Techno Acta*. 2023. Vol. 10. № 2. P. 202310212.

# ПОДХОДЫ К ОЦЕНКЕ ВЕРОЯТНОСТИ ОБНАРУЖЕНИЯ АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫХ СИГНАЛОВ В УСЛОВИЯХ ИХ КАДРОВОЙ ЗАПИСИ ПО ПОРОГУ АМПЛИТУДНОЙ ДИСКРИМИНАЦИИ ПРИ НИЗКОМ СООТНОШЕНИИ СИГНАЛ/ШУМ

Растегаева И.И., Растегаев И.А., Ясников И.С., Мерсон Д.Л.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
[RastIgAev@yandex.ru](mailto:RastIgAev@yandex.ru)

Одним из способов регистрации сигналов акустической эмиссии (АЭ) применяющейся в исследованиях сегодня является кадровая запись по порогу амплитудной дискриминации ( $a_{th}$ ). В результате АЭ регистрируется фрагментами фиксированной длительности (кадрами или *frames* – рис. 1) в пределах которых присутствует как сигнал ( $\Delta t = t_2 - t_1$ ), так и шум ( $0 \div t_1 \cap t_2 \div t_{rec}$ ). При этом вероятность регистрации кадра АЭ с сигналом и его выделение в кадре записи АЭ (т.е. обнаружение) напрямую зависит от двух соотношений: уровня сигнала к шуму (*Signal-to-Noise Ratio* или *SNR*) и длительности сигнала к длительности кадра записи ( $\Delta t / t_{rec}$ ). При этом чтобы сигнал был зарегистрирован полностью  $\Delta t$  подбирают так, чтобы выполнялось условие  $\Delta t \leq t_{rec}$ , тогда в пределах кадра записи сигнал АЭ может быть в любом месте и обнаружение его начала носит вероятностный характер. При резком фронте нарастания сигнала и высоком соотношении *SNR* ( $> 6$  дБ) в большинстве случаев обнаружить сигнал не представляет труда в отличие от случаев, когда амплитуда сигнала находится на уровне шума (т.е.  $a_s \approx a_n$  и  $SNR < 6$  дБ) и/или имеет место пологий фронт нарастания сигнала, что также сводится к  $SNR < 6$  дБ. Сложность состоит в том, что при  $SNR < 6$  дБ амплитудные распределения шума  $f(a, D_1)$  и сигнала  $f(a, D_2)$  практически сливаются (рис. 1) и известные подходы не позволяют адекватно оценить вероятность (ошибку) обнаружения сигнала на уровне шума и, тем более, ниже его. В связи с этим, целью настоящей работы являлась разработка подхода для оценки вероятности обнаружения сигнала АЭ при кадровой их записи в условиях низкого соотношения сигнал/шум.



**Рис. 1.** Кадр записи сигнала АЭ с шумом (слева) и их амплитудное распределение отсчетов в кадре при условии приближения к нормальному закону распределения (справа)

В отличие от известных способов анализа распределений амплитуды потока полезных и шумовых сигналов АЭ [1] для оценки вероятности обнаружения сигнала в шуме в рамках настоящей работы предлагается использовать анализ площадей под амплитудным распределением отсчетов в кадрах записи АЭ. Амплитудные распре-

деления отсчетов сигнала и шума при этом аппроксимируются нормальным (Гауссовским) законом распределения. Тогда из рис. 1 видно, что задача сводится к оценке вероятности наступления двух равнозначных событий  $A$  и  $B$ , где  $B$  – событие в виде ложного обнаружения сигнала, а  $A$ , соответственно, правильного обнаружения сигнала. На текущем этапе выполнения работы разработаны два подхода: первый, более простой, но менее точный, второй – наоборот.

Первый подход представлен в работе [2] и основан на использовании классического определения вероятности, представляющего собой отношение благоприятных исходов к их полному числу. Тогда учитывая обозначения площадей под амплитудным распределением сигнала ( $f(a, D_2) = A = A_1 + A_2$ ) и алогично шума ( $f(a, D_1) = B$ ) на рис. 1 вероятность обнаружения сигнала для первого подхода ( $P_I$ ) записывается как:

$$P_I = \frac{A - A_2}{A + B_2} \quad (1)$$

Второй подход основывается на определении полной вероятности возникновения двух равновероятностных событий  $A$  и  $B$ , поэтому данный подход принят в качестве основного. Известно [3], что в случае частичного или полного перекрытия двух равнозначных событий полная вероятность их возникновения равна:

$$P_{II} = P(A) + P(B) - P(A/B) \quad (2)$$

В результате выполнения цикла теоретических исследований выражения (2) установлено 7 возможных вариантов перекрытия событий  $A$  и  $B$ , и, соответственно, получено семь подвыражений оценки вероятности обнаружения сигнала в шуме. При этом наиболее часто встречающимися в практике АЭ контроля являются три из них. Для которых совместный анализ подвыражений (2) и выражения (1) позволил установить, что:

при  $A \geq B$  (сигнал выше или на уровне шума) ошибка оценки вероятности обнаружения сигнала по формуле (1) относительно (2) составляет величины порядка:

$$\frac{A_2}{A + B_2}; \quad (3)$$

при  $A < B$  (сигнал ниже уровня шума) ошибка оценка вероятности обнаружения сигнала по формуле (1) относительно (2) составляет величины порядка:

$$\frac{B_2^2}{A_2 B + B_2^2}. \quad (4)$$

В настоящее время на выборках реальных АЭ сигналов проводятся теоретические и практические исследования для количественного определения величин ошибок (3) и (4) с целью оценки их значимости и корректировки применения выражения (1) для решения практических задач.

## Список литературы

1. Костюков В.Н., Науменко А.П. Оценка риска выбора нормативных величин диагностических признаков // Динамика систем, механизмов и машин. 2014. 4. С. 150–154.
2. Rastegaev I.A., Yasnikov I.S., Rastegaeva I.I. et al. Evaluating the Probability of Detecting Acoustic Emission Signals Using the Amplitude Discrimination Method with a Low Signal-to-Noise Ratio // Russian Journal of Nondestructive Testing. - 2022. - Vol. 58. - No. 3. - P. 157–166.
3. Биргер И.А. Техническая диагностика. М.: Машиностроение, 1978. – 240 с.

## ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА РКУП С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Рубаник В.В.<sup>1</sup>, Ломач М.С.<sup>1</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>1</sup>, Луцко В.Ф.<sup>1</sup>, Гусакова С.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск,  
Республика Беларусь

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь  
[marischa-08@tut.by](mailto:marischa-08@tut.by)

Совершенствование технологии равноканального углового прессования (РКУП) как одного из методов интенсивной пластической деформации (ИПД), в настоящее время является актуальным. Для повышения эффективности преобразования структуры обрабатываемых заготовок необходимо обеспечить наиболее рациональные условия и режимы деформирования. При осуществлении процесса РКУП особое внимание следует уделить выявлению особенностей напряженно-деформированного состояния и течения металла в канале матрицы, а также влияния геометрических параметров оформления канала на его структуру. То есть исследование механики процесса РКУП является актуальной задачей. Использование ультразвуковых колебаний (УЗК) при РКУП изменяет как силовые условия процесса, так и физико-механические свойства металлов и сплавов за счет формирования в них мелкозернистых структур, что позволяет реализовать сочетание высокой прочности и пластичности при меньших условиях деформирования.

В качестве материала для проведения РКУП был выбран цинк чистотой 99,9 % мас. и алюминиевый сплав А7. Образцы имели размеры: длина – 20 мм, диаметр – 5 мм. Источником УЗК служил ультразвуковой генератор мощностью 4,0 кВт с магнитострикционным преобразователем ПМС-15А-18. Амплитуда колебаний составляла ~ 30 мкм, частота колебаний ~ 18 кГц, Процесс РКУП осуществляли при температуре 20-22 °С с помощью гидравлического пресса. Скорость перемещения пуансона составляла от 4 до 10 мм/с.

Структуру образцов исследовали на оптическом микроскопе MICRO-200 и растровом электронном микроскопе марки LEO1455VP (Германия) с дифракционной приставкой фазового анализа HKL EBSD Premium System Channel5 (Великобритания). Полученные растровые электронно-микроскопические изображения были адаптированы к программной среде NEXSYS ImageExpert Pro 3. Микротвердость образцов измеряли при помощи микротвердомера AFFRI-MVDM8.

Установлено, что наложение УЗК при РКУП цинка и алюминиевого сплава А7 приводит к снижению усилия прессования в 1,5 и более раза. Изменение скорости прессования в пределах 4÷10 м/с практически не влияет на усилие прессования. Воздействие УЗК на процесс РКУП также является эффективным способом изменения структуры металлических материалов. После одного прохода микроструктура материала, полученная прессованием с наложением УЗК, существенно отличается от микроструктуры образцов полученных без УЗК. Наблюдается уменьшение размера зерен и изменение кристаллографической ориентировки.

Таким образом, применение УЗК позволяет не только существенно изменить силовые условия процесса РКУП, но и структуру деформируемого металла.



## СОРБЦИЯ ХРОМАТ-ИОНОВ СЛОИСТЫМИ ДВОЙНЫМИ ГИДРОКСИДАМИ

Голубев Р.А.<sup>1</sup>, Критченков И.С.<sup>1,3</sup>, Критченков А.С.<sup>1,2</sup>, Рубаник В.В.<sup>1</sup>,  
Рубаник В.В. мл.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси,  
г. Витебск (Республика Беларусь)*

<sup>2</sup>*Российский университет дружбы народов, г. Москва, Россия*

<sup>3</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет, Россия*  
[ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)

На сегодняшний день слоистые двойные гидроксиды (СДГ) рассматриваются как перспективный класс соединений для создания каталитических систем, биомедицинских материалов, адсорбентов [1-3] и др. Относительно недавно в литературе появились работы по использованию ультразвука в синтезе СДГ, в которых утверждается, что при ультразвуковом воздействии на систему удаётся сократить стадию кристаллизации до нескольких десятков минут [4], а сорбционные свойства полученных таким образом СДГ могут отличаться от сорбционных свойств СДГ, полученных классическим методом. При этом следует отметить, что синтез СДГ под действием ультразвука в сочетании с повышенным гидростатическим давлением, а следовательно и сорбционные свойства подобных СДГ, в литературе вовсе не описаны.

В рамках данной работы были получены СДГ (в порошковой форме и в виде суспензии) традиционным методом и при помощи ультразвуковой обработки частотой 22 кГц в сочетании с повышенным гидростатическим давлением в 2 атм.

Полученные образцы были исследованы на их способность к сорбции хромат-ионов  $\text{CrO}_4^{2-}$ . Сорбция проводилась в разных условиях: добавление СДГ к раствору хромата при обычном перемешивании и с использованием ультразвуковой обработки, а также ультразвуковой обработке при повышенном гидростатическом давлении.

Полученные данные при изучении сорбционных свойств СДГ в отношении хромат-ионов указывают на то, что при обычном перемешивании сорбционное равновесие достигается уже через 5 минут после начала эксперимента. Однако максимум сорбции наблюдается через 1 минуту. При этом следует заметить, что использование суспензионной формы СДГ позволяет достичь несколько лучших результатов сорбции, чем при использовании порошковой формы. Также экспериментальные данные указывают на то, что при использовании одних и тех же форм гидроксида в качестве сорбентов за одно и то же время сорбция улучшается при воздействии на систему ультразвуком, а ещё в большей степени – при действии ультразвука в сочетании с повышенным гидростатическим давлением.

В случае обработки сорбционных систем ультразвуком максимум сорбции наблюдается за 0.5 мин, а к 5 мин воздействия происходит частичная десорбция хромат-ионов. В случае же одновременного действия ультразвука и давления количество сорбируемого хромата возрастает при увеличении времени сорбции от 0.5 до 5 мин приблизительно на 30%.

Важно отметить, что как правило, СДГ полученные традиционным методом, демонстрируют лучшие сорбционные результаты, чем СДГ полученные под действием ультразвука и давления.

Для определения более вероятного механизма адсорбции был рассчитан коэффициент корреляции  $r^2$  для экспериментальных данных по графикам адсорбции Ленгмюра и Фрейндлиха по порошковым образцам.

**Таблица 1.** Сравнение параметров адсорбции по Ленгмюру и Фрейндлиху

По Ленгмюру				По Фрейндлиху			
$K_L$	$Q_m$	$R_L$	$r^2_L$	$K_F$	$1/n$	$R_L$	$r^2_F$
СДГ полученный традиционным способом (1i)							
0.0032	62.50	0.7073	0.99275	1.01	0.656	0.0076	0.99927
СДГ, полученный при воздействии ультразвука и давления (2i)							
0.028	27.03	0.2168	0.8200	-	-	-	-

Адсорбция хромат-ионов СДГ, полученным классическим методом, хорошо описывается как моделью Ленгмюра, так и моделью Фрейндлиха. Коэффициенты корреляции, представленные в таблице 1, хоть и очень близки, однако чуть больший коэффициент корреляции  $r^2_F$  указывает на то, что адсорбция хромат-ионов СДГ 1i в несколько большей степени согласуется с уравнением Фрейндлиха. В случае же СДГ, полученного при обработке реакционной смеси ультразвуком при повышенном давлении (2i), адсорбция хромат-ионов хорошо описывается моделью Ленгмюра и вовсе не может быть описана уравнением Фрейндлиха. Таким образом, сравнивать эффективность образцов 1i и 2i представляется возможным только в рамках модели Ленгмюра. В рамках указанной модели мощность адсорбции СДГ, полученного классическим методом (1i) практически в 2 раза превышает мощность СДГ, полученного под действием ультразвука в сочетании с давлением (2i), о чём свидетельствуют величины  $Q_m$  (таблица 1). Кроме того, величины константы Ленгмюра  $K_L$ , приведённые в таблице 1 свидетельствуют о том, что сродство хромат-ионов к СДГ 1i больше, чем к 2i. Таким образом, модель Ленгмюра указывает на большую сорбционную эффективность СДГ 1i.

Таким образом можно сделать вывод, что полученные СДГ являются сорбентами хромат-иона, которые могут быть использованы в водоочистительном оборудовании. В дополнении к этому можно утверждать, что сорбционные свойства у СДГ, полученных традиционным методом более выражены, чем у СДГ, полученных под действием ультразвука и давления.

*Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект № X21PM-081).*

1. Liu, H. Aldol condensation of furfural and acetone on layered double hydroxides / H. Liu, W. Xu, X. Liu, Y. Guo, G. Lu, Y. Wang // *Kinetics and catalysis*. - 2010. - Vol. 51, № 1. - P. 81-87.
2. Musumeci, A.W. Fluorescent layered double hydroxide nanoparticles for biological studies / A.W. Musumeci, G.M. Mortimer, M.K. Butler, Z.P. Xu // *Applied Clay Science*. - 2010. - Vol. 48, - P. 271-279.
3. Santos, G.E.D. Layered double hydroxides/biochar composites as adsorbents for water remediation applications: recent trends and perspectives / G.E.D. dos Santos [et al.] // *Journal of Cleaner Production*. - 2021. - V.284. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2020.124755>
4. Salak, A.N. High-Power Ultrasonic Synthesis and MagneticField-Assisted Arrangement of Nanosized Crystallites of Cobalt-Containing Layered Double Hydroxides / Salak, A.N. [et al.] // *ChemEngineering*. – 2019. – Vol.3, 62; <https://doi.org/10.3390/chemengineering3030062>

## НАНОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ТИТАНА ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ЭКОЛОГИИ И ЭНЕРГЕТИКЕ

Чиркунова Н.В.<sup>1,2</sup>, Дорогов М.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия  
[natchv@yandex.ru](mailto:natchv@yandex.ru)

Диоксид титана обладает хорошей коррозионной стойкостью, высокой механической прочностью и отличной биосовместимостью. На сегодняшний день были проведены обширные исследования получения надежных и управляемых наноструктур  $TiO_2$  с использованием различных стратегий нанотехнологий [1]. Например, нанотехнология поверхности  $Ti$  может обеспечивать получение упорядоченных наноструктур диоксида титана, таких как нанотрубки и нанопоры [2]. Титан и его соединения, в том числе оксиды, активно используются в устройствах хранения водорода. В аккумуляторах водорода на основе гидридных паст наноструктурированный диоксид титана предлагается использовать в качестве катализатора реакций поглощения и десорбции водорода. Представляет большой интерес фотоэлектрохимическое получение водорода из воды под действием солнечного света с использованием фотоэлектродов-катализаторов  $TiO_2$ [3]. Возможности применения диоксида титана в производстве водорода ограничиваются низкой эффективностью поглощения фотоанодами солнечной энергии вследствие большой ширины запрещенной зоны, а также отрицательный потенциал плоской зоны и большие омические потери в объеме полупроводника.

В нашей работе мы представляем анализ получаемых структур и морфологий наноразмерного диоксида титана и его применения в фотокатализе и технологиях получения и хранения водорода [4,5]. Исследованы методами сканирующей электронной микроскопии и спектрального анализа дисперсность, морфология, элементный состав и ширина запрещенной зоны нанопорошков диоксида титана, допированных оловом и серой. Полученные наноматериалы  $TiO_2$  были использованы для фотокаталитического разложения органического загрязнителя (метиленовый синий). Показано улучшение фотокаталитических характеристик материала при одновременном допировании диоксида титана оловом и серой.

*Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (договор № 075-15-2021-1349).*

1. Wang Y. et al. Review of the progress in preparing nano  $TiO_2$ : an important environmental engineering material // J. Environ. Sci. J Environ Sci (China), 2014. Vol. 26, № 11. P. 2139–2177.
2. Chen X., Mao S.S. Titanium dioxide nanomaterials: Synthesis, properties, modifications and applications // Chem. Rev. 2007. Vol. 107, № 7. P. 2891–2959.
3. Joy J., Mathew J., George S.C. Nanomaterials for photoelectrochemical water splitting – review // Int. J. Hydrogen Energy. Pergamon, 2018. Vol. 43, № 10. P. 4804–4817.
4. Chirkunova N. V., Islavath N., Dorogov M. V. Titanium Dioxide for Hydrogen Economy: a Brief Review. 2023. Vol. 5, № 2. P. 56–76.
5. Chirkunova N.V., Skryabina M.M., Dorogov M.V. Sol-Gel Prepared  $TiO_2$  Photocatalyst // Rev. Adv. Mater. Technol. 2020. Vol. 2, № 3. P. 44–50.

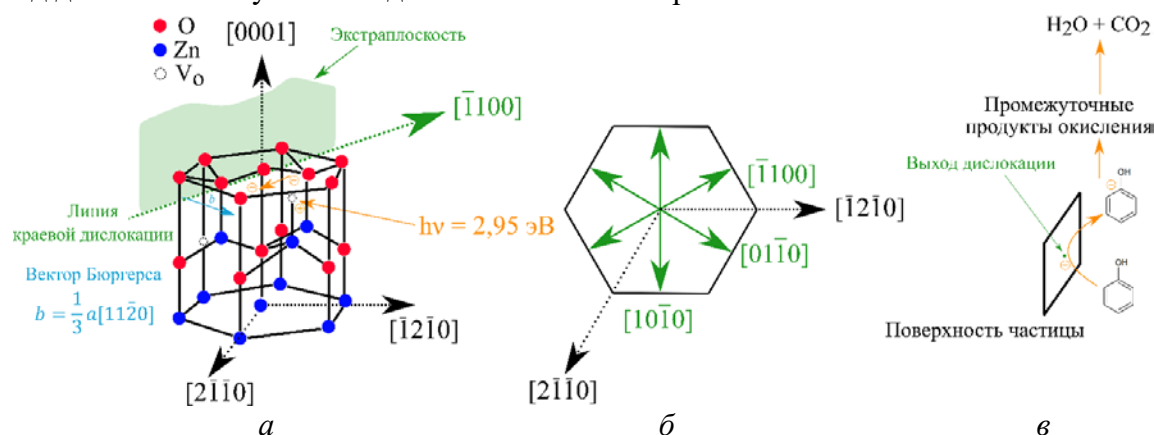
# ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦЫ ОКСИДА ЦИНКА, СОДЕРЖАЩЕЙ ДЕФЕКТНЫЙ КОМПЛЕКС

Соснин И.М., Романов А.Е.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
[i.sosnin@tltsu.ru](mailto:i.sosnin@tltsu.ru)

Дефектное строение полупроводниковых кристаллов оказывает существенное влияние на их прикладные свойства. При этом роль дефектов полупроводника в фотокаталитических реакциях описана слабо. В научной дискуссии, как правило, речь идет о вакансиях и отдельных дислокациях, но в реальном кристалле такие дефекты могут взаимодействовать друг с другом, образуя дефектные комплексы. В данной работе представлена модель влияния дефектного комплекса, образованного дислокацией и кислородными вакансиями в наночастице оксида цинка размером  $\sim 100$  нм, на характер протекания фотокаталитической реакции. Поскольку краевая и смешанная дислокации являются электрическими линейными диполями, именно такие дислокации могут взаимодействовать с точечными дефектами, несущими заряд [1]. Вблизи края экстраплоскости положительно заряжена область сжатия, поэтому кулоновские силы отталкивают одноименно заряженные кислородные вакансии от этой области. При этом силы упругого взаимодействия притягивают вакансию в эту область, как это показывает Теория дислокаций Хирта и Лоте [2]. Таким образом на кислородную вакансию, расположенную вблизи края экстраплоскости действуют две противоположные по направлению силы. Равновесие этих двух сил является условием образования атмосферы Коттрелла.

Дополнительный энергетический уровень, возникающий в запрещенной зоне оксида цинка ввиду наличия кислородной вакансии, способствует поглощению электромагнитного излучения видимой области ( $\lambda=410$  нм). Дислокация служит проводником формирующихся фотоэлектронов к поверхности частицы. Приведенное строение частицы оксида цинка позволяет осуществлять фотокаталитические реакции под действием излучения видимой области спектра.



**Рис. 1.** Схема влияния дефектного строения оксида цинка на поглощение фотонов электромагнитного излучения видимой области спектра. (а) Элементарная ячейка оксида цинка, на которой изображена краевая дислокация, лежащая в плоскости (0001) и кислородная вакансия, (б) направления, в которых лежат краевые дислокации, (в) поверхность частицы оксида цинка, на которой протекает фотокаталитический процесс

1. И.И. Новиков, Дефекты кристаллического строения металлов, Металлургия, Москва, 1983.
2. J.P. Hirth, Jens. Lothe, Theory of dislocations, Krieger Pub. Co., Malabar, FL, 1992.

## НАНОЧАСТИЦЫ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ В ЛИТИЕВЫХ АККУМУЛЯТОРАХ

Слободской А.Н., Нигаматдянов М.Г., Дорогов М.В.

Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия,  
[mvdorogov@itmo.ru](mailto:mvdorogov@itmo.ru)

Первые литиевые источники тока с апротонным электролитом появились в начале 1970-х гг. [1]. Развитие первичных литиевых батарей с литиевым анодом было весьма успешным, но создание вторичных литиевых батарей (перезаряжаемых элементов, в которых электродные реакции обратимы) имеет много трудностей, часть из которых все еще не решены.

В нашей работе мы получаем материалы для электродов и электролита, а так же исследуем их характеристики. Особое внимание уделяется использованию наноразмерных материалов и их влияние на механические и электрические характеристики аккумуляторов [2]. Для испытания полученных материалов собирались аккумуляторы в виде ячеек CR-2032. Все манипуляции с материалом и ячейкой проводились в перчаточном боксе VBOX SS 1000, наполненном аргоном и оборудованном системой газоочистки VPURE, поддерживающей содержание кислорода и паров воды ниже 5 ppm. Аккумуляторные ячейки испытывались на многоканальном потенциостате/гальваностате P-2X8 в режиме зарядки/разрядки при постоянном токе. Электрохимические исследования проводились на потенциостате/гальваностате P-45X с модулем измерения импеданса FRA-24M фирмы Electrochemical Instruments. Электрохимический импеданс измеряли в диапазоне частот от 0,1 МГц до 0,1 Гц с синусоидой 10 мВ. Морфологию анодных материалов и распределение наночастиц в электролите исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии (TESCAN Mira-3). Структуры и фазовые превращения, протекающие в анодных материалах в процессе заряда/разряда, исследовали рентгеновской дифракцией (ДРОН-8).

Показано, что одномерные материалы хорошо переносят механические напряжения, возникающие в процессе литизации/делитизации, и демонстрируют стабильные значения удельной емкости (для нановискеров оксида меди 200 мА·ч/г) на протяжении более 100 циклов и высокую кулоновскую эффективность (более 98%) [3]. Добавление наночастиц оксида меди в гелевый полимерный электролит незначительно изменяет проводимость, но увеличивает циклируемость ячейки [4].

*Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (договор № 075-15-2021-1349).*

1. M.S. Whittingham, Science, 1976, vol. 192, no. 4244, pp. 1126–1127.
2. E. Podlesnov, M.G. Nigamatdianov, M.V. Dorogov, Rev. Adv. Mater. Technol., 2022, vol. 4, no. 4, pp. 39–61
3. P. Hu, M. Dorogov, Y. Xin, K.E. Aifantis, ChemElectroChem., 2019, vol. 6, no. 12, pp. 3139–3144.
4. E. Podlesnov, M.G. Nigamatdianov, A.O. Safronova, M.V. Dorogov, Rev. Adv. Mater. Technol., 2021, vol. 3, no. 3, pp. 27–31.

# ФИЗИКА ПРОЦЕССА ЗАЛЕЧИВАНИЯ НАНОДЕФЕКТОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Ушаков И.В.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,  
г. Москва, Российская Федерация  
[ushakoviv@mail.ru](mailto:ushakoviv@mail.ru)*

Экспериментально установлено, что существуют режимы лазерной обработки с использованием наносекундных лазерных импульсов, которые позволяют существенно улучшить механические свойства поверхности материалов [1]. Однако, теория, описывающая физический механизм такого упрочнения, значительно отстаёт от экспериментальных результатов. В результате селективной лазерной обработки происходит залечивание дефектов. Воздействие на дефектные области существенно для материалов, интегральные механические свойства которых определяются состоянием нано- и микрообластей. Для таких материалов в физике конденсированного состояния актуально теоретическое исследование специфики залечивания наноразмерных дефектов, что позволит уточнить ранее разработанные режимы селективной лазерной обработки. Данная работа посвящена исследованию физики селективного лазерного залечивания наноразмерных дефектов.

В качестве дефекта были выбраны наноразмерные поры и трещины. Пора вносит значительное влияние в распространение теплового фронта: над порой температура выше, а под порой ниже, чем в соответствующем бездефектном образце. Используемый материал выбирали в виде чистых металлов различной структуры, а также сплавы данных металлов. Во всех случаях получали схожие результаты.

Лазерное импульсное воздействие обеспечивает сверхбыстрый прогрев и охлаждение материала. Одновременно на материал оказывалось воздействие шокового давления, с величиной порядка  $10^{10}$  Па. Разница в температурах над порой и под порой может отличаться в полтора два раза. Это оказывает существенное влияние на процесс залечивания поры. В случае если температура образца равна 293 К, наблюдается равномерное сжатие поры. В случае неоднородного нагрева, когда температура материала над порой существенно выше, чем температура под порой, наблюдается преимущественное заполнение поры нагретым материалом. В основном деформируется верхняя нагретая часть поры, что вызвано низким сопротивлением деформации.

В случае трещин специфика залечивания существенно зависит от ориентации плоскости трещины относительно поверхности и угле при вершине трещины.

Материал, прилегающий к верхней части поры, заполняет всю пустоту (данная модель предполагает, что поры заполнены вакуумом). Однако нижняя часть поры тоже незначительно деформируется – она из формы дуги окружности принимает форму дуги эллипса. Полученные результаты не противоречат экспериментальным данным об одновременном повышении твёрдости и стойкости к формированию трещин, что служит подтверждением теории.

1. Симонов Ю. В., Ушаков И. В. Механические свойства поверхностных структур титанового сплава ВТ9 после многократной локальной обработки наносекундными лазерными импульсами // Вестник Московского государственного областного университета. Серия: Физика-Математика. 2020. № 2. С. 19–35.

# ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ДИАГНОСТИКЕ РАЗНОРОДНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ СВАРОЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Ушанов С.В.<sup>1\*</sup>, Барат В.А.<sup>1,2</sup>, Марченков А.Ю.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Национальный исследовательский университет «МЭИ», г. Москва, Россия*

<sup>2</sup> *ООО «ИНТЕРЮНИС-ИТ», г. Москва, Россия*

[\\*UshanovSV@mpei.ru](mailto:UshanovSV@mpei.ru)

Разнородные сварные соединения являются, как правило, наиболее ответственными элементами изделий и конструкций, а потому требуется особый контроль их качества. Однако различие механических и физических свойств свариваемых металлов приводит к тому, что помимо дефектов сплошности и нарушения геометрии сварного шва, в зоне сплавления образуются структурные дефекты – диффузионные прослойки. В случае сварки сталей разных структурных классов на линиях сплавления могут формироваться обезуглероженные и карбидные диффузионные прослойки. Области сварного соединения, обедненные углеродом, имеют, как правило, малые размеры, но тем не менее, их наличие может критически влиять на прочностные свойства сварного соединения, уменьшая срок его эксплуатации и снижая значения предельных допустимых механических напряжений.

В рамках данной работы проводится исследование акустической эмиссии (АЭ) при статическом растяжении дефектных и бездефектных образцов с разнородным сварным соединением сталей перлитного и аустенитного классов, полученных с помощью аргонодуговой сварки (АрДС) и электронно-лучевой сварки (ЭЛС). В качестве дефектов рассматриваются диффузионные прослойки и дефекты типа «непривар».

Для изготовления разнородных сварных соединений были использованы горячекатаные листы толщиной 3 мм из сталей 09Г2С и 12Х18Н10Т, которые сваривались ЭЛС и АрДС с применением присадочной проволоки Sabaros SW130 имеющей железоникелевую основу, что гарантирует получение в исследуемых сварных соединениях аустенитной структуры металла шва. Для получения диффузионных карбидных прослоек при АрДС использовалась проволока Sabaros SW146 с содержанием карбидообразующих химических элементов (хрома и марганца). Диффузионные прослойки были получены за счет дополнительной термической обработки сварных соединений с выдержкой от 1 до 5 часов при температуре 650°С.

С целью оценки микроструктуры и дефектов сварных соединений были проведены металлографические исследования. По данным металлографического анализа было установлено, что при термообработке в сварных соединениях карбидные и обезуглероженные диффузионные прослойки образуются на линии сплавления «сварной шов – сталь 09Г2С». Со стороны стали 09Г2С сформировался обезуглероженный слой со структурой близкой к ферритной, а вблизи линии сплавления со стороны шва сформировалась карбидная прослойка.

Из полученных соединений были изготовлены образцы для испытаний на статическое растяжение на машине Instron 5982 со скоростью деформирования 2 мм/мин. Для регистрации данных акустической эмиссии использовалась система A-Line 32D, резонансные датчики GT200 с резонансной частотой 180кГц и предварительные усилители электрического сигнала ПАЭФ-014 [1].

Графики активности АЭ, полученные в ходе экспериментов, для всех образцов имели два выраженных максимума: первый приблизительно соответствует пределу текучести стали 12Х18Н10Т в области 250-300 МПа, второй достигается при напряжении несколько большем предела текучести стали 09Г2С в области 400 МПа, что согласуется с известными фундаментальными результатами [2]. Между двумя максимумами, когда напряжение условного предела текучести 12Х18Н10Т уже пройдено, а напряжение предела текучести стали 09Г2С еще не достигнуто, наблюдается спад активности или акустическое затишье. Для образцов с диффузионными прослойками помимо двух пиков присутствует дополнительный экстремум при 300 МПа, соответствующий упругопластической деформации обезуглероженной прослойки.

В результате исследований было установлено, что диффузионные прослойки являются источниками акустической эмиссии и выявляются при статическом нагружении по увеличению активности АЭ при напряжении, соответствующем пределу прочности ферритной фазы. Так, для образцов с диффузионными прослойками АЭ активность оказалось в 10 раз выше, а средние амплитуды в 2 раза выше, чем для бездефектного образца, таким образом, характер АЭ данных для бездефектного и дефектного образцов оказывается существенно различным, что позволяет сделать вывод о том, что дефекты структуры разнородных сварных соединений в виде обезуглероженных и карбидных прослоек могут быть выявлены с помощью метода акустической эмиссии.

Сравнение данных АЭ, зарегистрированных при деформировании образцов, полученных с применением различных сварочных технологий, показывает схожую картину зависимости параметра активности как для ЭЛС, так и для АрДС, при этом для образцов, сваренных ЭЛС, наблюдается меньший уровень амплитуд.

Образцы с непроварами, выполненные с помощью ЭЛС, разрушаются хрупко. Разрушение наступает при напряжениях не более 250 МПа и характеризуется достаточно низкими значениями как эмиссивности, так и амплитуд импульсов АЭ. Характер АЭ данных, наблюдаемых при разрушении образцов с непроваром, выполненных АрДС, до достижения разрушающего напряжения (400-450 МПа) в целом схож с данными, полученными для бездефектных образцов. По АЭ активности наблюдается два локальных экстремума, первый из которых соответствует пластической деформации стали 12Х18Н10Т, второй – разрушению дефектного сварного соединения.

По результатам работы можно заключить, что применение метода АЭ позволяет идентифицировать повреждения сварного соединения.

*\* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00657, <https://rscf.ru/project/23-29-00657/>*

1. Barat, V.; Marchenkov, A.; Bardakov, V.; Karpova, M.; Zhgut, D.; Elizarov, S. Features of Acoustic Emission in Tensile Testing of Dissimilar Welded Joints of Pearlitic and Austenitic Steels, Appl. Sci., 2021, 11, 11892, 10.3390/app112411892
2. Vinogradov, A. Y., and D. L. Merson. "The Nature of Acoustic Emission during Deformation Processes in Metallic Materials," Low Temperature Physics, 2018, vol. 44, no. 9, pp. 930-937., doi:10.1063/1.5052679



# МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА КАК СРЕДСТВО ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕЧЕНИЯ ЖИДКОСТЕЙ В НАНОКАНАЛЕ С ГРАФИТОВЫМИ СТЕНКАМИ

Юмашев М.В., Картвелишвили Т.А.

*МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия*

[tgs497@gmail.com](mailto:tgs497@gmail.com)

В последние годы сложно представить нашу жизнь без наносистем и нанотехнологий. Изобретение нанокomпьютеров, нанороботов, различных наноматериалов влечет за собой необходимость исследовать течения в наноканалах. Молекулярная динамика — один из лучших методов моделирования таких течений, используемый, помимо всего прочего, для симуляции движения атомов или молекул. Возможность прямого задания потенциалов взаимодействия и различных силовых полей дало широкое распространение молекулярной динамике в самых различных областях естественной науки: механике микрочастиц, биофизике и химии. Основные причины такого разностороннего использования метода — это его простота и устойчивость. Популярность подтверждает и наличие большого числа различных библиотек, пакетов и расширений для моделирования в открытом доступе. Среди них одним из самых популярных и доступных алгоритмов является алгоритм Верле в скоростной форме для интегрирования уравнения движения [1].

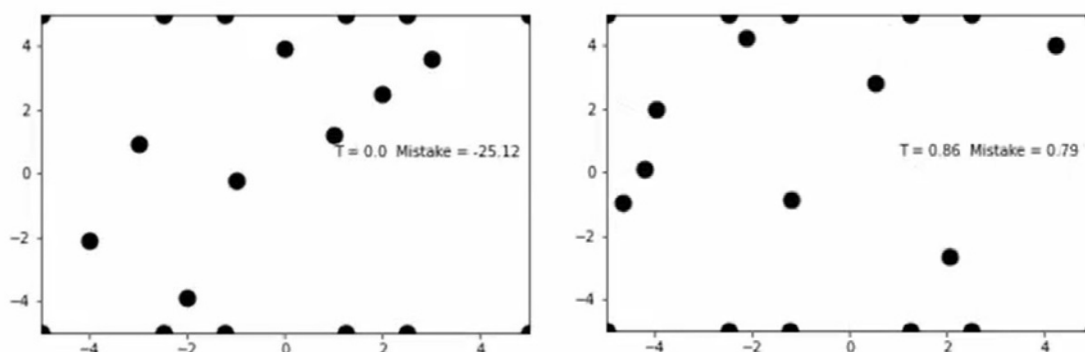
В работе исследован метод молекулярной динамики [2], а также построена модель взаимодействия двадцати молекул в наноканале с графитовыми стенками. Рассмотрено течение жидкого неона в тонком графитовом канале (ширина порядка 10 нм). Движение неона моделировалось при температуре 25 К. Движущая сила как таковая отсутствовала, молекулы двигались в расчетной области благодаря потенциальному взаимодействию и периодическим граничным условиям. Моделирование производилось в двумерном пространстве перпендикулярном графитовым стенкам. Расчетная область представляла собой прямоугольник высоты  $h$  и длины  $L$ . Начало координат располагалось в левом нижнем углу. В качестве потенциала взаимодействия был выбран потенциал Леннарда-Джонса [3,4]. Число молекул в расчетной области не менялось вследствие наличия периодических граничных условий. Стенки представляли собой молекулярную структуру. Для графита — это замкнутые фигуры, представляющие собой равные шестиугольники. Атомы углерода располагались в вершинах этих связанных шестиугольников.

При решении задачи целью ставилось поэтапное развитие программы. Поэтому сначала было решено строить модель для трех молекул с аналогичными граничными условиями, за исключением верхних и нижних границ. На начальном этапе графитовые стенки не моделировались, поэтому было принято решение заменить их на абсолютно упругое отражение, аналогичное условию на левой границе расчетной области в поставленной задаче. После успешного моделирования процесса для трех молекул и проверки корректной работы периодических граничных условий была написана программа, считающая траектории для 20 молекул (12 из них жестко зафиксированы в стенке).

На рисунке ниже слева представлена визуализация работы программы в начальный момент времени. Распределение молекул по  $x$ -координате равномерно на отрезке  $[-4; 3]$ . Начальное распределение молекул по  $y$ -координате случайно сгенерировано. Начальные скорости заданы случайно в соответствии с распределением Максвелла.

Граничные условия было решено оставить такими же, как в решении задачи о трех молекулах.

На рисунке справа представлено расположение молекул в момент времени



$t = 0.86$ . Однако, несмотря на наличие начальных скоростей, такого же ярко-выраженного движения в положительном направлении оси  $Ox$  при тех же временах не замечено. Это связано с тем, что молекулы стенки вносят свой диссипативный вклад [5] в движение газа, тем самым уменьшая горизонтальную скорость молекул неона. Стоит заметить, что предложенная схема является явной, что ведет к накоплению ошибки. Такие схемы называют неустойчивыми и, чем меньше шаг по времени при интегрировании, тем более точным получится решение.

Используя результаты данной работы, в будущем планируется:

- 1) увеличение количества молекул до нескольких тысяч;
- 2) реализация расчета воздействия молекул друг на друга у противоположных концов расчетной области
- 3) реализация нескольких слоев молекул в графитовой стенке;
- 4) расширение задачи для различных веществ при различных температурах.

### Список литературы

1. Рудяк В.Я., Микро- и нанотечения: состояния проблемы, перспективы. - Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского, 2011, №4(5)
2. Раппапорт Д.К., Искусство молекулярной динамики. — М: ИКИ, РХД, 2012
3. Товбин Ю.К., Метод молекулярной динамики в физической химии. — М:Наука, 1996.
4. Норман Г.Э, Стегайлов В.В, Стохастическая теория метода классической молекулярной динамики. — 2012.
5. Eirik G. Flekkøy, Peter V. Coveney, and Gianni De Fabritiis. Foundations of dissipative particle dynamics. Phys. Rev. E 62, 2140 – 2157, 2000. Issue 2 – August 2000.

# ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЦИНКА В ЭКСТРУДИРОВАННЫХ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВАХ Mg-xZn-0.1Ca НА ИХ СТОЙКОСТЬ К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

Мерсон Е.Д.<sup>1</sup>, Полуянов В.А.<sup>1</sup>, Мягких П.Н.<sup>1</sup>, Мерсон Д.Л.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия  
[mersoned@gmail.com](mailto:mersoned@gmail.com)

## 1. Введение

Сплавы системы Mg-Zn-Ca (ZX) рассматриваются в качестве перспективного материала для биорезорбируемых имплантатов, особенностью которых является способность растворяться в теле человека под действием естественной внутренней среды организма [1]. В частности, данные сплавы можно использовать для изготовления пластин и винтов, предназначенных для скрепления отломков костей при лечении переломов. Поскольку данные металлические элементы являются инородным телом для человеческого организма, после завершения срастания костных тканей они подлежат извлечению. Однако благодаря способности магниевых сплавов к биорезорбции, дополнительная хирургическая операция для удаления имплантата не требуется. Вследствие естественной жизнедеятельности человека в процессе лечения магниевые имплантаты могут испытывать высокие механические нагрузки, которые в комбинации с воздействием агрессивной среды организма создают благоприятные условия для развития коррозионного растрескивания под напряжением (КРН). Поскольку данное явление может приводить к преждевременному внезапному выходу из строя металлической конструкции [2], повышение стойкости медицинских магниевых сплавов к КРН является актуальной задачей. Целью данной работы было установить влияние концентрации Zn в составе сплавов Mg-xZn-0.1Ca на их стойкость к КРН в коррозионной среде, имитирующей плазму крови человека.

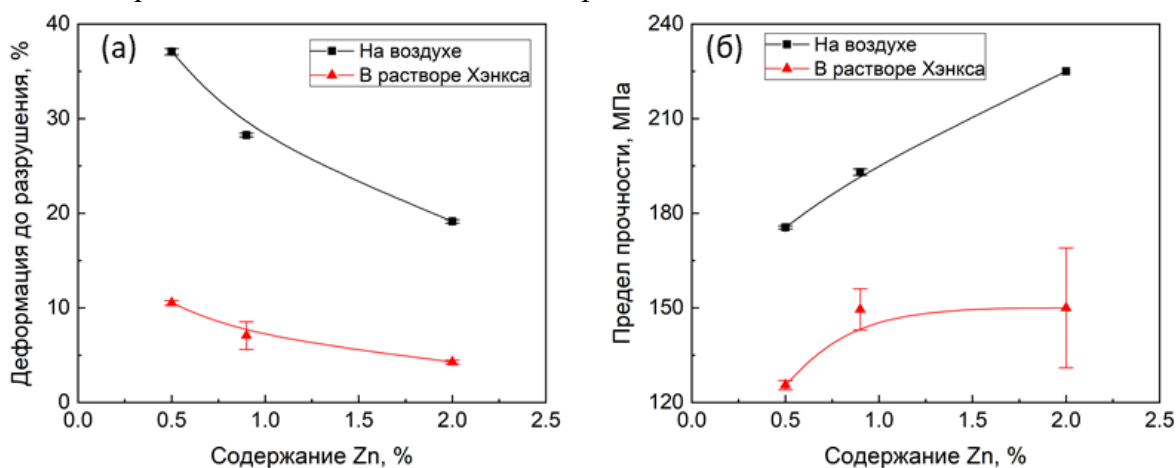
## 2. Методика и материалы

Для проведения настоящего исследования в ООО «СОМЗ» (г. Соликамск) были отливки сплавов ZX00, ZX10 и ZX20 с содержанием Zn, соответственно,  $x=0,5, 0,9$  и  $2\%$  (вес.). Полученные слитки подвергали двухступенчатому гомогенизирующему отжигу в муфельной печи по режиму  $300\text{ }^{\circ}\text{C}/12\text{ ч.} + 430\text{ }^{\circ}\text{C}/24\text{ ч.}$  с последующей закалкой в подогретую воду. Горячую экструзию термообработанных слитков проводили путем прямого прессования заготовки при температуре  $320\text{ }^{\circ}\text{C}$  со скоростью подачи  $0,8\text{ мм/с}$  с коэффициентом экструзии  $1:25$ . Для проведения механических и коррозионно-механических испытаний из полученных экструдированных прутков диаметром  $12\text{ мм}$  путем токарной обработки были изготовлены цилиндрические резьбовые образцы с размером рабочей части  $6\times 30\text{ мм}$ . Испытания проводили при помощи универсальной испытательной машины AG-X Plus (Shimadzu) на воздухе при комнатной температуре и в коррозионном растворе Хэнкса при температуре  $37\pm 0,2\text{ }^{\circ}\text{C}$  по схеме одноосного растяжения при постоянной начальной скорости деформирования  $5,6\cdot 10^{-6}\text{ с}^{-1}$  ( $0,01\text{ мм/мин}$ ). Для испытаний в коррозионном растворе использовали коррозионную ячейку, закрепленную на образце, таким образом, что в коррозионном растворе находилась только рабочая часть образца. При этом в ходе всего испытания осуществлялось автоматическое перемешивание, а также поддержание заданной температуры и уровня pH ( $7,4\pm 0,02$ ) коррозионного раствора. Сразу после разрушения образца, испытание останавливали, образец промывали спиртом и сушили сжатым воздухом. Исследование микроструктуры и изломов образцов проводили при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) SIGMA (Zeiss).

### 3. Результаты и выводы

Исследование микроструктуры сплавов показало, что увеличение содержания Zn в экструдированных сплавах Mg-xZn-0.1Ca приводит к увеличению их среднего размера зерна, а также к увеличению количества частиц вторичной фазы Mg<sub>2</sub>Ca. При этом во всех трех сплавах Zn в частицах не обнаруживается и, по-видимому, практически полностью находится в твердом растворе. Вероятно, увеличение содержания Zn в твердом растворе приводит к росту размера зерна в процессе экструзии.

Согласно результатам механических испытаний, увеличение содержания Zn с 0,5 до 2% приводит к монотонному снижению деформации до разрушения (с 37 до 19%) и росту предела прочности (со 176 до 225 МПа) сплавов при испытании на воздухе (рис. 1). Повышение прочности сплавов с увеличением содержания Zn, по-видимому, связано, главным образом, с твердорастворным упрочнением. При этом падение пластичности, вероятно, объясняется ростом размер зерна. При испытаниях в коррозионной среде и прочность, и пластичность образцов значительно ниже, чем при испытаниях на воздухе, что объясняется развитием КРН. Увеличение содержания Zn с 0,5 до 2% приводит к падению деформации до разрушения с 11 до 4% и росту прочности со 126 до 150 МПа. Причем, прочность сплавов с ZX10 и ZX20 в коррозионной среде почти одинакова, тогда как пластичность выше у сплава ZX10. Таким образом, наиболее оптимальным комплексом свойств при испытаниях в коррозионной среде обладает сплав ZX10 с содержанием 1%.



**Рис. 1.** Влияние содержания Zn в экструдированных сплавах Mg-xZn-0.1Ca на их пластичность – (a) и прочность – (б) при испытаниях на растяжение на воздухе и в физиологическом растворе Хэнкса

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект 21-79-10378)*

1. Vinogradov A. et al. Attaining High Functional Performance in Biodegradable Mg-Alloys: An Overview of Challenges and Prospects for the Mg-Zn-Ca System // Materials (Basel). 2023. Vol. 16, № 3. P. 1324.
2. Wang L., Fan Y. The biomechanics of injury and prevention // Advances in Mechanics. 2020. Vol. 50, № 1.

## О РОЛИ ПРОДУКТОВ КОРРОЗИИ В МЕХАНИЗМЕ ПРЕДЭКСПОЗИЦИОННОГО КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Мерсон Е.Д.<sup>1</sup>, Полуянов В.А.<sup>1</sup>, Мягких П.Н.<sup>1</sup>, Мерсон Д.Л.<sup>1</sup>, Виноградов А.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

<sup>2</sup> Магнийевый центр университета Кумамото, Кумамото, Япония

[mersoned@gmail.com](mailto:mersoned@gmail.com)

Магниевые сплавы обладают наибольшей удельной прочностью среди известных конструкционных металлических материалов, что делает их крайне перспективным материалом для использования в авиа- и автомобилестроении, где снижение веса конструкции является одной из ключевых задач. Другой активно развивающейся областью применения сплавов на основе магния является имплантология, где существует потребность в т.н. биорезорбируемых материалах, которые, обладая высокой конструкционной прочностью, должны быть способны безвредно растворяться в организме человека и животных. Тем не менее, применение магния и сплавов на его основе существенно ограничено в виду их низкой стойкости к коррозии и коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН). Действительно, особенности условий эксплуатации конструкционных магниевого сплава как технического, так и медицинского назначения, очень часто, предполагают одновременное воздействие на материал высоких механических нагрузок и агрессивной среды, что создает риск развития КРН. Несмотря на исключительную опасность данного явления, способного вызывать внезапное хрупкое разрушение металла, его механизмы плохо изучены, что затрудняет разработку научно обоснованных подходов к созданию магниевого сплава, устойчивого к КРН. В настоящий момент, наиболее распространенная точка зрения заключается в том, что КРН магниевого сплава возникает вследствие водородной хрупкости (ВХ). Предполагается, что водород, неизбежно выделяющийся в процессе коррозионных реакций на поверхности магния в растворах на основе воды, проникает в металл и приводит к облегчению зарождения и распространения трещин по одному или нескольким известным механизмам ВХ. Главным образом, данная теория опирается на тот факт, что магниевые сплавы охрупчиваются в результате выдержки в коррозионной среде. То есть, если образец погрузить в коррозионную среду и выдержать в ней в течение некоторого времени, а затем испытать на растяжение на воздухе то пластичность и прочность этого образца будут существенно ниже, чем у такого же образца, не контактировавшего с коррозионной средой. Данное явление, называемое предэкспозиционным КРН (ПКРН), объясняют насыщением образцов диффузионно-подвижным водородом в процессе их предварительной выдержки в коррозионной среде. В качестве дополнительных аргументов в пользу такого объяснения часто приводят следующие экспериментально установленные факты: так же, как и ВХ, ПКРН 1) полностью или частично устраняется вакуумным отжигом или вылеживанием образцов в эксикаторе в эксикаторе, 2) усиливается с уменьшением скорости деформации, а также 3) с увеличением концентрации водорода в образцах, которая растет с увеличением времени выдержки в коррозионной среде. Однако, следует заметить, что в процессе коррозии помимо выделения водорода, на поверхности магния происходит образование слоя продуктов коррозии, влияние которого на ПКРН и на концентрацию водорода до настоящего времени не рассматривалось и никак не исследовалось. Целью настоящей работы было установить роль слоя продуктов коррозии в механизме ПКРН магниевого сплава.

В результате выполнения настоящего исследования были получены следующие основные результаты:

1. Даже кратковременная (1,5 ч) выдержка сплава МА14 в коррозионной среде состава 4 % NaCl + 4 % K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> приводит к образованию на поверхности образцов толстого сплошного слоя продуктов коррозии и к существенному падению их прочности и, особенно, пластичности, а также к появлению хрупкой кольцевой зоны в периферийной части изломов. При этом после выдержки в течение того же времени в растворах другого состава (0,6% NaCl, 4 % NaCl + 4 % K<sub>2</sub>CrO<sub>4</sub>, 0,5 % NaCl + 0,5 % K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub>) продуктов коррозии на поверхности образцов меньше, а охрупчивающий эффект заметно слабее. Таким образом, показано, что степень ПКРН (величина потери пластичности и прочности) сплава МА14, тем выше, чем выше скорость коррозии, толщина, масса и степень укрупненности слоя продуктов коррозии на поверхности образцов

2. Установлено, что независимо от состава среды в которой происходила выдержка, удаление слоя продуктов коррозии химическим способом с поверхности образцов приводит к полному устранению ПКРН (восстановлению механических свойств и исчезновению хрупкой составляющей в изломе) при условии, что в процессе выдержки не возникли глубокие необратимые коррозионные повреждения, существенно уменьшающие поперечное сечение образца.

3. Согласно данным термодесорбционного газового анализа после удаления продуктов коррозии концентрация диффузионно-подвижного водорода в металлической матрице магниевых сплавов МА14, МА2-1, ZX00, ZX10, ZX20, а также чистого магния незначительна. При этом в слое продуктов коррозии на поверхности этих сплавов содержится большое количество водорода, часть которого находится в свободном (химически несвязанном) состоянии, о чем свидетельствует низкотемпературный пик на экстракционной кривой, который исчезает, после вылеживания образца в эксикаторе при комнатной температуре в течение суток.

4. В периферийной части хрупкой зоны на поверхности излома, а также внутри вторичных трещин, обнаруженных в продольном сечении образцов сплава МА14, испытанных на воздухе после выдержки в коррозионной среде, всегда присутствуют продукты коррозии. Установлено, что данные продукты коррозии образуются непосредственно в процессе механических испытаний на воздухе, а не во время выдержки в коррозионной среде, поскольку трещины с продуктами коррозии до испытаний на воздухе в образцах отсутствуют, а размер области, покрытой продуктами коррозии, в изломе образцов увеличивается с уменьшением скорости деформации и с увеличением температуры отжига, проведенного после выдержки в коррозионной среде.

5. Таким образом, установлено, что продукты коррозии играют ключевую роль в механизме ПКРН магниевых сплавов и выполняют функцию контейнера для охрупчивающих агентов – водорода и остаточного коррозионного раствора, которые в процессе испытания на воздухе способствуют зарождению и распространению трещин по хрупкому механизму.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 18-19-00592 (результаты для сплава МА14 и МА2-1) и 21-79-10378 (результаты для сплавов ZX00, ZX10, ZX20).*

# КОМБИНИРОВАННАЯ ОБРАБОТКА ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ И КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Линдеров М.Л., Брилевский А.И., Мерсон Д.Л.

*Тольяттинский государственный университет,  
г. Тольятти, Россия  
[dartvi@gmail.com](mailto:dartvi@gmail.com)*

## **Введение**

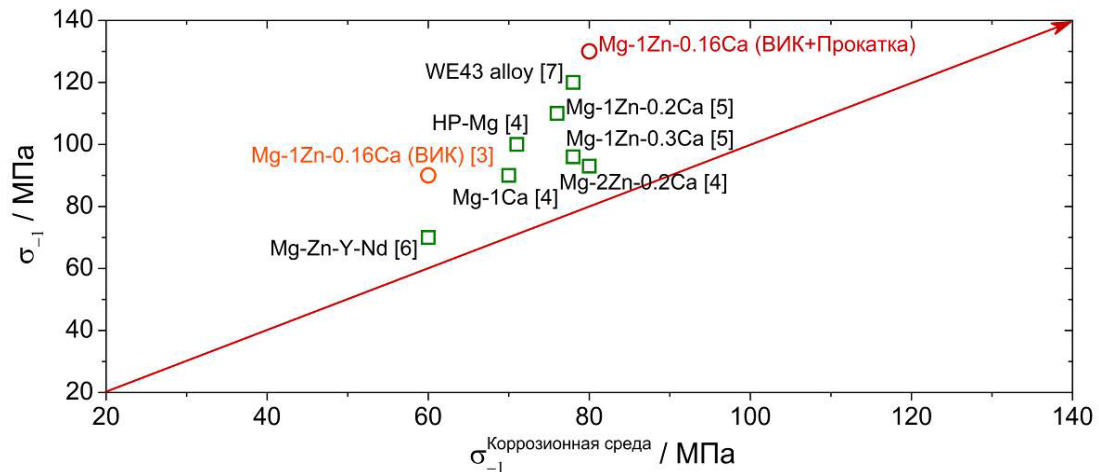
Биорезорбируемые магниевые сплавы с каждым годом привлекают все большее внимание, о чем свидетельствуют многочисленные обзорные статьи, в данной области [1]. Проведенный анализ работ, ведущихся по данному направлению, позволяет выявить перспективные системы легирования – это бинарные системы Mg–Zn, Mg–Ca и тройные системы Mg–Zn–Ca и Mg–Zn–Y, а также одну из важных проблем, заключающуюся в необходимости получения оптимального комплекса усталостных и особенно коррозионно-усталостных свойств. Повышать физико-механические свойства за счет дополнительного легирования, как правило, становится невозможно, так как по биосовместимости подобные сплавы, как правило, уступают низколегированным. Поэтому перспективным путем является подбор оптимальной термомеханической обработки. В представленной работе усталостные и коррозионно-усталостные свойства низколегированного сплава системы Mg–Zn–Ca после комбинированной обработки, включающей сочетание различных методов деформации, сравниваются с имеющимися в литературе результатами для аналогичных сплавов.

## **Материалы и методы исследования**

Слитки сплава с номинальным химическим составом Mg–1Zn–0,16Ca (ZX10) были гомогенизированы при 450°C в течение 12 часов, а затем подвергались всесторонней изотермической ковке (ВИК) с последующей изотермической прокаткой (ВИК+Прокатка) по методике [2]. Для усталостных испытаний использовались корсетные образцы с сечением 2×2 мм<sup>2</sup>, которые вырезались с помощью электроискровой эрозии. Испытания на усталость проводились на электромеханической испытательной машине Instron Electropuls E1000 при симметричном цикле нагружения с постоянной амплитудой и частотой 80 Гц на воздухе и в среде раствора Рингера (0,9% NaCl) при температуре 37±1°C.

## **Результаты и обсуждение**

На рисунке 1 показана связь между усталостными свойствами на воздухе и в коррозионной среде для биорезорбируемых магниевых сплавов по данным работ [3–7]. Необходимо отметить, что в этих работах авторы используют несколько отличающиеся условия для испытаний на коррозионную усталость. По этой причине сравнивать полученные результаты при коррозионной усталости между собой не совсем корректно, поэтому они здесь приведены скорее для демонстрации общей тенденции и достигнутого уровня свойств. Также на графике проведена прямая, делящая его на две симметричные части. Чем ближе точка находится к данной прямой, тем меньше снижение усталостных свойств в коррозионной среде по сравнению с таковыми на воздухе.



**Рис. 1.** Предел выносливости на воздухе и в коррозионной среде на базе  $\sim 10^6$  циклов до разрушения для биорезорбируемых магниевых сплавов с разной обработкой.

Основным видом термомеханической обработки, применяемый в работах [4-7], является экструзия. Использование комбинированной обработки (ВИК+Прокатка) позволяет значительно улучшить как усталостные, так и коррозионно-усталостные свойства. Предварительная всесторонняя изотермическая ковка позволяет получить равноосную ультрамелкозернистую структуру, благодаря которой полученная массивная заготовка уже обладает хорошим комплексом свойств по долговечности на воздухе, сопоставимым с результатами, полученными после экструзии для аналогичных сплавов. Проведение же дополнительной прокатки позволяет за счет деформационного упрочнения значительно улучшить и статическую прочность (практически без потери пластичности) и усталостные свойства. Таким образом для такого простого малолегированного сплава, как ZX10, получается достичь значение долговечности на воздухе на уровне высоколегированного магниевым сплавом WE43.

*Работа выполнена в рамках государственного задания FEMR-2021-0011*

1. Jiang P., Blawert C., Zheludkevich M.L. The Corrosion Performance and Mechanical Properties of Mg-Zn Based Alloys – A Review // Corros. Mater. Degrad. – 2020. – 1. – P. 92-158.
2. Patent RU2716612 Method for hybrid treatment of magnesium alloys.
3. Vinogradov A., Merson E., Myagkikh P., Linderov M., Brilevsky A. Merson D. Attaining High Functional Performance in Biodegradable Mg-Alloys: An Overview of Challenges and Prospects for the Mg-Zn-Ca System // Materials. – 2023. – 16. – 1324.
4. Bian D., Zhou W., Liu Y., Li N., Zheng Y., Sun Z. Fatigue behaviors of HP-Mg, Mg-Ca and Mg-Zn-Ca biodegradable metals in air and simulated body fluid // Acta Biomater. – 2016. – 41. – P. 351-360.
5. Jafari S., Raman R.K.S., Davies C.H.J., Hofstetter J., Uggowitzer P.J., Löffler J.F. Stress corrosion cracking and corrosion fatigue characterisation of MgZn1Ca0.3 (ZX10) in a simulated physiological environment // J. Mech. Behav. – Biomed. Mater. – 2017. – 65. – P. 634-643.
6. Liu M., Wang J., Zhu S., Zhang Y., Sun Y., Wang L., Guan S. Corrosion fatigue of the extruded Mg-Zn-Y-Nd alloy in simulated body fluid // J. Magnes. Alloy. – 2020. – 8. – P. 231-240.
7. Gu X.N., Zhou W.R., Zheng Y.F., Cheng Y., Wei S.C., Zhong S.P., Xi T.F., Chen L.J. Corrosion fatigue behaviors of two biomedical Mg alloys – AZ91D and WE43 – In simulated body fluid // Acta Biomaterialia. – 6. – 12. – 2010. – P. 4605-4613.



## ИССЛЕДОВАНИЕ ЛИСТОВ ТЕРМОРАСШИРЕННОГО ГРАФИТА АКУСТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Муравьева О.В., Богдан О.П., Блинова А.В.

*Ижевский государственный технический университет  
имени М. Т. Калашникова, г. Ижевск, [olgak166@mail.ru](mailto:olgak166@mail.ru)*

Терморасширенный графит (ТРГ) представляет собой пористый углеродистый материал, получаемый посредством интеркалирования графита с последующим термовоздействием и приданием конечной формы путем прессования или проката и при необходимости вырубки. Уникальные свойства (малый вес, высокие механические свойства, регулируемая теплопроводность, высокая электропроводность, эрозионная стойкость и низкая стоимость) обеспечили широкое применение ТРГ в различных областях промышленности (металлургия, атомная, химическая и нефтегазовая промышленность, машиностроение, приборостроение. Наибольшее применение ТРГ нашел в качестве уплотнительных прокладок в нефтегазопроводном транспорте и гидросооружениях. Применение изделий из ТРГ на опасных производственных объектах требует контроля равномерности плотности и однородности свойств по площади объекта и наличия дефектов на стадии производства.

В работе представлены результаты исследования отклонений по плотности и дефектности листов и матов терморасширенного графита с использованием разработанного бесконтактного амплитудно-теневого метода акустического контроля. Акустический метод основан на регистрации изменения амплитуды прошедшей сквозь объект акустической волны, обусловленного локальным изменением плотности (дефектности) ТРГ в области прозвучивания.

Результаты экспериментальных исследований коэффициента прохождения от плотности заготовки ТРГ, полученной прямым весовым методом в зоне прозвучивания показали наличие обратно пропорциональной зависимости, при этом чувствительность акустического метода к изменению плотности и массы составила  $25 \text{ кг/м}^3$  или  $0,02 \text{ г}$ , что соизмеримо с погрешностями их измерения прямым методом. Разработанный метод апробирован на листах из терморасширенного графита толщиной в диапазоне  $0,2 - 1,5 \text{ мм}$ , плотностью в диапазоне  $643 - 1543 \text{ кг/м}^3$ . Исследования разнотности образцов листов ТРГ показали, что для тонких образцов отклонения по плотности могут достигать  $50\%$ , при этом минимальная разнотность для листов – не превышает  $10\%$ .

В процессе сканирования листов размерами  $1000 \times 1000 \text{ мм}$  различной толщины ( $0,25 - 2,0 \text{ мм}$ ) выявлено влияние направления проката на равномерность распределения плотности по площади заготовок: неравномерность распределения плотности листов ТРГ в направлении проката не превышает  $11\%$ , тогда как поперек проката в 2 раза больше – достигает  $20\%$ , что может объясняться технологическими особенностями производства листов ТРГ. Проведена также оценка чувствительности метода к сквозным отверстиям малого диаметра, выполняющим роль искусственных дефектов.

Разработанная методика бесконтактного акустического контроля обеспечивает достаточно высокую точность и достоверность и может эффективно применяться для контроля других стратегически важных пористых листовых материалов и конструкций.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 23-29-10167 с использованием УНУ «Информационно-измерительный комплекс для исследований акустических свойств материалов и изделий» (рег. номер: 586308).*

# ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ГИСТЕРЕЗИС В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ЦИКЛИРОВАНИИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Гусева<sup>1</sup> А.В., Плотников<sup>2</sup> В.А., Грязнов<sup>4</sup> А.С., Пругов<sup>3</sup> С.С.

<sup>1, 2, 3</sup> Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия

<sup>4</sup> Алтайский государственный медицинский университет, г. Барнаул, Россия

<sup>1</sup> [schannavac@mail.ru](mailto:schannavac@mail.ru)

<sup>2</sup> [plotnikov@phys.asu.ru](mailto:plotnikov@phys.asu.ru)

<sup>3</sup> [gryaznov-as@yandex.ru](mailto:gryaznov-as@yandex.ru)

<sup>4</sup> [prugovs@mail.ru](mailto:prugovs@mail.ru)

При изучении мартенситных превращений (МП) интерес представляет деформационный гистерезис, связанный с особенностями накопления и возврата мартенситной деформации. Деформационный гистерезис является фундаментальным явлением при мартенситных превращениях в никелиде титана. Основной и наиболее значимой причиной его проявления являются диссипативные процессы и увеличение энтропии [1].

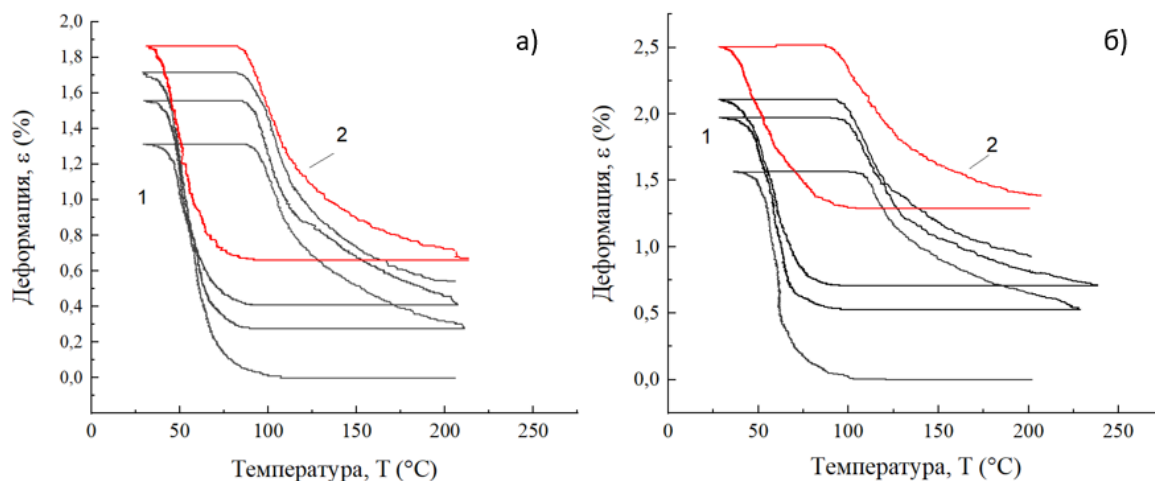
При циклическом изменении температуры и последовательных мартенситных превращениях происходит эволюция процесса накопления и рассеяния энергии, что приводит к эволюции гистерезисной петли. Целью данной работы является исследование гистерезисных эффектов при циклировании термоупругих мартенситных превращениях в сплаве на основе никелиде титана в условиях действия механических напряжений.

Для исследования гистерезисных эффектов при циклировании термоупругих мартенситных превращениях в условиях действия механических напряжений был выбран сплав  $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$ . Исследуемый сплав был выплавлен в НИИ медицинских материалов и имплантатов с памятью формы Сибирского физико-технического института при Томском государственном университете. В таблице 1 приведены основные механические и кинетические характеристики данного сплава [2].

**Таблица 1.** Механические и кинетические характеристики сплавов на основе  $Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$

Сплав	Предел текучести, МПа	Напряжение мартенситного сдвига, МПа	Превращения	Микрокинетика мартенситных превращений
$Ti_{50}Ni_{49,9}Mo_{0,1}$	400	290	1) B2→B19' 2) B19'→B2	Медленный рост-сокращение мартенситных пластин

На рисунке 1 представлена зависимость накопления и возврата деформации как функция температуры. Как видно из рисунка, в цикле термоупругих мартенситных превращений наблюдается петля деформационного гистерезиса, связанная с несовпадением траектории накопления и возврата деформации и потерях энергии в цикле. Недовозврат деформации приводит к незамкнутой петле в температурном интервале циклирования превращений.



**Рис. 1.** Петля деформационного гистерезиса при циклировании мартенситных превращений в сплаве  $Ti_{50}Ni_{49.9}Mo_{0.1}$  при внешнем напряжении:  
 а) 86 МПа; б) 152 МПа  
 1 – первый, второй и третий циклы; 2 – цикл насыщения

Экспериментальные результаты по расчету площади петли гистерезиса сплава в зависимости от номера цикла для механических напряжений приведены в табл. 2.

**Таблица 2.** Энергия потерь в циклах мартенситных превращений в условиях нагружения

Нагрузка, МПа	Площадь гистерезиса в циклах мартенситных превращений, Дж									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
86	10,33	9,69	9,19	8,7	8,96	8,81	8,6	7,67	7,42	7,38
152	37,21	31,57	28,87	27,8	25,97	25,52	24,05	22,94	22,92	22,89

Проведенное исследование деформационного гистерезиса показало, что в ходе многократного циклирования мартенситных превращений в условиях механического нагружения никелида титана наблюдается снижение площади петли гистерезиса до насыщения. Снижение площади гистерезиса свидетельствует об уменьшении рассеяния энергии в цикле превращений, что может быть связано с уменьшением объема мартенситной фазы, участвующей в циклах термоупругих мартенситных превращений в условиях механического нагружения [3].

1. Гюнтер В.Э. и др. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы. – Томск, 1998.
2. Плотников В.А., Монасевич Л.А., Паскаль Ю.И. Акустическая эмиссия, обусловленная фазовым наклепом при термоупругом мартенситном превращении / ФММ. – 1988. – Т. 65, №6.
3. Плотников В.А., Морева М.В. Деформационный гистерезис при термоупругих мартенситных превращениях в никелиде титана в условиях механического нагружения / Известия вузов. Физика. – 2015. – Т. 58, № 1. – С. 87-95.

# МАГНИЙ КАК АНОД ДЛЯ ПЕРЕЗАРЯЖАЕМОГО АККУМУЛЯТОРА

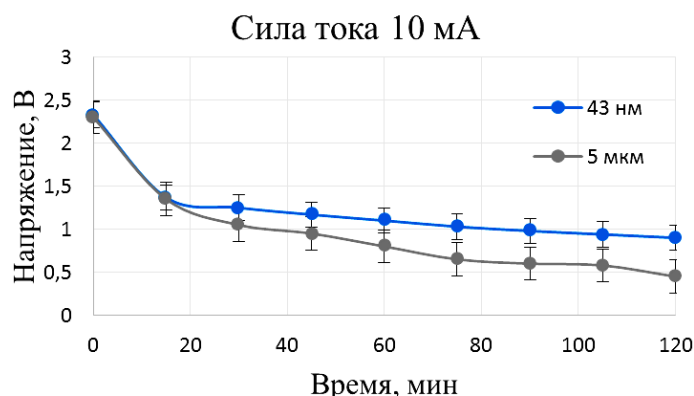
Акимов Е.Г., Соснин И.М., Мерсон Е.Д.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

[z.akimov@mail.ru](mailto:z.akimov@mail.ru)

На сегодняшний день литий-ионные аккумуляторы являются одним из лучших вариантов для использования в портативных электронных устройствах, но одной из главных проблем считается, то, что запасы лития могут истощиться, и производство аккумуляторов на основе лития будет затруднено. По этой причине использование магниевых аккумуляторов в портативных устройствах становится актуальным. Так как магний имеет более высокую температура плавления, чем у лития, и это сможет привести к более безопасной эксплуатации устройств. Магний дешевле за счет того, что его намного проще добыть, чем литий. Магний можно добывать электролизом из морской воды. Для хранения 1 кВт энергии нужен 1\$ магния или 200-300\$ лития[1].

В настоящей работе описаны результаты испытания электрохимической ячейки, функции анода выполняли частицы магния, которые были помещены в токопроводящий полимерный материал. В исследование были использованы фракции со средним размером 43 нм и 5 мкм[2]. Было изготовлено два анода, на основе нано- и микрочастиц магния. В роли катода в обоих случаях выступал диоксид титана, который также был помещён в токопроводящий полимерный материал. В качестве электролита был раствор хлорида натрия (3%) и лимонной кислоты (2%) в деонизированной воде. Испытания электрохимической ячейки проводилось на потенциостате в гальваностатическом режиме при силе тока от 0,5 мА до 10 мА. На рис. 1 показаны кривые падения напряжения при разрядке силы тока 10 мА, как видно, анодные свойства проявляются лучше у частиц со средним размером 43 нм.



**Рис.1.** Кривые разряда анодов, которые содержат фракции со средним размером 43 нм и 5 мкм

*Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, номер проекта FEMR- 2021-0011.*

1. Snihirova D, Wang L, Lamaka S V, Wang C, Deng M, Vaghefinazari B, Höche D and Zheludkevich M L 2020 Synergistic Mixture of Electrolyte Additives: A Route to a High-Efficiency Mg–Air Battery J. Phys. Chem. Lett. **11** 8790–8
2. Sosnin I M, Akimov E G, Merson E D, Golovanov A A, Merson D L, Kostin V I and Linderov M L 2023 Magnesium nanoparticles as a highly stable anode for the electrochemical cell Materials Science and Engineering: B **296** 116648

## ПРИМЕНЕНИЕ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДОВ НЕЛИНЕЙНОЙ ДИНАМИКИ ДЛЯ КЛАССИФИКАЦИИ ВРЕМЕННЫХ РЯДОВ

Аглетдинов Э.А.

*Тольяттинский государственный университет,  
г. Тольятти, Россия,  
[aeinar7@gmail.com](mailto:aeinar7@gmail.com)*

Явление акустической эмиссии правомерно рассматривать как проявление последовательности актов быстрого нелинейного отклика материала при его плавном медленном нагружении. Сигналы акустической эмиссии, зарегистрированные в процессе деформирования металлов, содержат вклады от многочисленных нелинейно взаимодействующих пространственно-распределенных событий, которые обеспечивают деформацию материала, как единого целого. Из нелинейности системы следует, что одна переменная способна содержать существенную информацию о поведении всей системы в целом. Таким образом к анализу сигналов акустической эмиссии правомерно применять методы анализа нелинейных временных рядов.

Нелинейные системы способны демонстрировать свойство детерминированного хаоса, которое заключается в экспоненциальной чувствительности к начальным условиям. Поведение таких систем, несмотря на их полную детерминистичность, непредсказуемо на больших временах. В противоположность детерминированным системам часто ставятся случайные процессы, порождённые случайным механизмом. Временные ряды, порождаемые этими двумя типами систем зачастую похожи, и чтобы избежать ложной интерпретации результатов обработки сигналов акустической эмиссии методами нелинейной динамики, необходимо апробировать их на искусственно сгенерированных данных известной природы. Более того, возникает задача построения методики, способной в результате применения совокупности методов надежно разделить хаотические системы от случайных процессов.

Было сгенерировано шесть временных рядов, три из которых соответствуют детерминированному хаосу: система Лоренца, отображение «зуб пилы», отображение «кот Арнольда»; и три соответствуют случайным процессам: белый шум, Винеровский процесс, процесс Орнштейна-Уленбека. Была подобрана методика анализа нелинейных временных рядов, включающая метод Грассбергера-Прокаччия, оценку максимального показателя Ляпунова и проверку гипотезы о стохастическом процессе рядом тестов (Кинана, Тсая, Теравирты и др.). Благодаря сочетанию нескольких техник в рамках подобранной методики можно с высокой степенью достоверности разделить низкоразмерный детерминированный хаос, самоорганизованную критичность и случайные процессы.

*Исследование выполнено в рамках реализации научного проекта Российского Научного Фонда № 22-72-00117*

# О ПРИМЕНЕНИИ КОЛИЧЕСТВЕННОГО РЕКУРРЕНТНОГО АНАЛИЗА К ВЫЯВЛЕНИЮ ОСОБЕННОСТЕЙ ВРЕМЕННЫХ РЯДОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ, ОТРАЖАЮЩИХ ПОТЕРЮ УСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Аглетдинов Э.А., Ясников И.С.

Тольяттинский государственный университет,  
г. Тольятти, Россия,  
[aeinar7@gmail.com](mailto:aeinar7@gmail.com)

Метод рекуррентных диаграмм и количественный рекуррентный анализ [1] являются популярными инструментами анализа нелинейных временных рядов, наряду с показателями Ляпунова, корреляционной размерностью, энтропией Колмогорова-Синяя, мультифрактальным анализом и другими методами. Методы анализа нелинейных временных рядов основаны на допущении о существовании некоторой динамической системы, отражающей поведение исследуемой физической системы. Согласно теореме Такенса всегда возможно реконструировать фазовое пространство динамической системы по единственному наблюдаемому временному ряду  $u_i = u_1, u_2 \dots u_N$ . Реконструкция вектора фазового пространства будет задаваться как  $\hat{x}_i = (u_i, u_{i+\tau}, u_{i+2\tau}, \dots, u_{i+(m-1)\tau})$ , где вводятся параметры реконструкции:  $\tau$  – временная задержка,  $m$  – размерность вложения.

Сигналы акустической эмиссии, зарегистрированные в процессе деформирования металлов, содержат вклады от многочисленных нелинейно взаимодействующих пространственно-распределенных событий и отражают динамику дефектного ансамбля в деформируемом твердом теле, а потому могут быть использованы для восстановления фазового портрета и дальнейшего нелинейного анализа.

Метод рекуррентных диаграмм основан на вычислении рекуррентной матрицы, показывающей времена, при которых восстановленная фазовая траектория возвращается в малую окрестность некоторой точки:

$$R_{ij} = \theta(\delta - \|\hat{x}_i - \hat{x}_j\|), \quad i, j = 1, 2, \dots, M, \quad \text{где } M = N - \tau(m - 1). \quad (1)$$

Здесь  $\delta$  – радиус малой окрестности, индексы  $i$  и  $j$  отсчитывают дискретное время,  $\|\hat{x}_i - \hat{x}_j\|$  – расстояние между фазовыми траекториями в моменты времени  $i$  и  $j$ ,  $\theta(u)$  – функция Хэвисайда. Рекуррентная диаграмма – это графическое представление матрицы (1), где нулям соответствуют белые пиксели, а единицам – черные. Визуальный анализ рекуррентных диаграмм позволяет качественно идентифицировать различные режимы динамики и переходы между ними, но более эффективным является использование параметров, количественно характеризующих структуры на рекуррентных диаграммах, в чем и заключается количественный рекуррентный анализ. Использование окна небольшой длины, скользящего по временному ряду, позволяет получить поведение этих параметров в зависимости от времени. Существует порядка двадцати параметров количественного рекуррентного анализа. В данной работе был использован такой параметр как *энтропия Шеннона* частотного распределения длин диагональных линий:

$$S = - \sum_{l=l_{\min}}^M p(l) \ln[p(l)], \quad (2)$$

где  $l_{\min}$  – минимальная длина диагонали, а  $p(l)$  – вероятность того, что длина диагонали принимает значение  $l$ . Информационная энтропия  $S$  отражает количество информации, необходимое для описания сложной структуры рекуррентной диаграммы.

В качестве исходных данных в настоящей работе были взяты сигналы АЭ, полученные при испытании на одноосное растяжение чистых меди и серебра. Так как АЭ в чистых ГЦК металлах преимущественно относится к непрерывному типу, то есть отличается небольшим количеством хорошо различимых на фоне шума всплесков, в качестве исходной наблюдаемой был взят вычисленный скользящим окном временной ряд амплитуд АЭ.

В результате количественного рекуррентного анализа было обнаружено наличие характерного интервала, в котором зарегистрировано резкое возрастание информационной энтропии Шеннона. В рамках феноменологии Кокса-Мекинга было установлено, что резкому возрастанию энтропии Шеннона соответствует потеря устойчивости флуктуаций дислокационной плотности, происходящее задолго до точки глобальной потери устойчивости (точки Консидера). При этом механическое напряжение, соответствующее интервалу резкого возрастания энтропии, однозначно связано функциональной зависимостью с точкой Консидера. Последний факт означает, что поведение энтропии Шеннона, вычисленной в результате количественного рекуррентного анализа сигналов акустической эмиссии, можно использовать как индикатор наступающей деградации материала.

*Аглетдинов Э.А. выражает благодарность за финансовую поддержку Российскому научному фонду в рамках реализации научного проекта № 22-72-00117*

## Список литературы

1. Marwan, N., Webber, C.L. (2015). Mathematical and Computational Foundations of Recurrence Quantifications. In: Webber, Jr., C., Marwan, N. (eds) Recurrence Quantification Analysis. Understanding Complex Systems. Springer, Cham.

## ЗАПАСЕННАЯ ЭНЕРГИЯ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СМК-СТРУКТУРЫ Ni И СПЛАВА Ni–2%Cr

Карамышев К.Ю., Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Чашухина Т.И.

*Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН,  
Екатеринбург, Россия  
[karamyshev@imp.uran.ru](mailto:karamyshev@imp.uran.ru)*

Развитие промышленности требует создания новых материалов с уникальными физико-механическими свойствами. Одним из подходов к достижению данных свойств является формирование в этих материалах субмикроструктурных (СМК) и нанокристаллических (НК) структурных состояний, для получения которых можно использовать большую пластическую деформацию (БПД), в частности сдвиг под высоким квазигидростатическим давлением (СПД). Основной проблемой СМК материалов, сформированных в результате БПД, является их термическая стабильность. Большая запасенная энергия и формирование в структуре сильноразориентированных микроструктурных состояний ведет к уменьшению температуры начала рекристаллизации и как следствие, к снижению стабильности структуры.

Исследовали монокристаллический никель (99,98 мас. % Ni) и поликристаллический сплав Ni–Cr с содержанием хрома 2 (ат.) % (Ni–2Cr). Образцы диаметром 5 мм и толщиной 0,3 мм деформировали СПД в наковальнях Бриджмена при комнатной температуре под давлением 8 ГПа осадкой и с поворотом наковальни для Ni от 15° до 7 оборотов, а для Ni–2Cr от 15° до 10 оборотов. Истинную деформацию рассчитывали по формуле:

$$e = \ln \left( 1 + \left( \frac{\varphi r}{h_i} \right)^2 \right)^{\frac{1}{2}} + \ln \left( \frac{h_0}{h_i} \right);$$

где  $\varphi$  – угол поворота наковальни, рад.;  $r_i$  – радиус от центра образца, мм;  $h_0$  – толщина образца до деформации, мм;  $h_i$  – толщина образца после деформации на  $i$ -радиусе, мм.

Для получения информации о запасенной энергии деформации проводилось калориметрическое исследование. Отжиг образцов проводили в течение 1ч в вакуумной печи при температурах: Для Ni – 150-350 °С с шагом 50 °С; для Ni–2Cr – 200-400 °С с шагом 100 °С. Структуру оценивали при помощи сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

Установлено, что эволюция структуры при СПД в чистом никеле проходит три этапа. До  $e = 0,8$  формируется структура ячеистого типа. В промежутке  $0,8 < e < 5$  в структуре наблюдаются ячейки с малоугловыми и микроструктурными границами, что является признаком структуры смешанного типа. А после  $e = 5$  в структуре присутствуют исключительно микроструктурные границы - достигается СМК-структура. В отличие от чистого никеля, в Ni–2Cr стадия ячеистой структуры не была зафиксирована, поэтому в данном сплаве выделена только одна граница, при которой смешанная структура сменяется СМК структурой при  $e = 8,5$ . Легирование хромом в количестве 2% не приводит к уменьшению размеров микроструктурных состояний в однофазном сплаве Ni–2Cr по сравнению с чистым никелем: после  $e = 9$  средний размер микроструктурных состояний в обоих случаях составляет  $0,14 \pm 0,01$  мкм. В результате калориметрического исследования установлено, что в исследуемых материалах запасенная энергия ( $E$ ) непрерывно возрастает с увеличением деформации, а при продолжении деформации на стадии СМК структуры в обоих материалах  $E$  снижается.



Несмотря на стабилизацию размеров в Ni–2Cr при  $e > 5$  запасенная энергия растет, следовательно, структура продолжает меняться. Снижение запасенной энергии деформации на стадии СМК структуры свидетельствует о протекании динамического возврата. Поэтому, для отжига были выбраны образцы с максимальной запасенной энергией (для Ni –  $e = 7,0$ , а для Ni–2Cr –  $e = 9,3$ ), которым соответствуют повороты наковальни на 2 и 10 оборотов соответственно, а также образцы с СМК структурой, в которых не достигнут максимум запасенной энергии: для чистого никеля с поворотом наковальни на 7 оборотов, а для Ni–2Cr – 5 оборотов наковальни.

Отжиг чистого никеля при 150 °С привел к началу рекристаллизации. Повышение температуры отжига до 200 °С приводит к завершению рекристаллизации. После отжига при 300 °С наблюдалось уменьшение среднего размера рекристаллизованных зерен, по-видимому, благодаря появлению зародышей по механизму термической активации. Дальнейшее увеличение температуры отжига никеля показывало тенденцию к огрублению зеренной структуры. Средний размер зерна полученного в результате отжига материала с максимальной и пониженной запасенной энергией деформации, практически одинаковый. Температура начала быстрого роста зерна также не зависит от величины деформации. Таким образом, влияние величины запасенной энергии деформации на рекристаллизацию в чистом никеле с СМК структурой не обнаружено.

В СМК сплаве Ni–2Cr после отжига при 200 °С присутствуют отдельные рекристаллизованные зерна, из чего можно сделать вывод, что рекристаллизация только началась. Влияние запасенной энергии деформации в СМК сплаве Ni–2Cr обнаружено после отжига при 300 °С: рекристаллизация протекает более полно после деформации на 10 оборотов наковальни, чем после деформации на 5 оборотов. Это может быть связано с тем, что, после деформации на 10 оборотов сплав обладает максимальной запасенной энергией, согласно данным ДСК. Повышение температуры отжига до 400 °С увеличивает размерную неоднородность структуры сплава с 2% Cr, деформированного как на 5, так и на 10 оборотов наковальни, наряду с крупными зернами наблюдаются мелкие кристаллиты. После деформации на 10 оборотов и отжига при 400 °С появились отдельные крупные зерна размером более 50 мкм, средний размер зерна составляет примерно 8 мкм. После деформации на 5 оборотов и отжига при 400 °С также наблюдаются относительно крупные зерна размером до 8 мкм и небольшие области нерекристаллизованной структуры, но средний размер зерна в несколько раз меньше (2,5 мкм). В данном сплаве первичная рекристаллизация не завершается и при 400 °С, но величина предварительной деформации оказывает влияние на размер зерна. Легирование никеля 2% хрома повышает температуру интенсивного роста зерна со 150 до 300 °С. Таким образом, в отличие чистого никеля, в СМК сплаве Ni–2Cr большая запасенная энергия соответствует большему размеру рекристаллизованного зерна.

*Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН. Авторы благодарят Пилюгина В. П. за проведение деформации. Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Давление», № 122021000032-5).*

## ЗОЛЬ-ГЕЛЬ СИНТЕЗ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ СЛОЕВ $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Панов Д.Ю., Чжан С., Спиридонов В.А., Романов А.Е.

*Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*

[Dmitriipnv@gmail.com](mailto:Dmitriipnv@gmail.com)

В настоящее время требования к характеристикам и технологии производства приборов и устройств современной электроники и оптоэлектроники возрастают с каждым годом. Это в свою очередь диктует поиск новых полупроводниковых материалов, которые являются основой современной электроники и оптоэлектроники, а также методов синтеза таких материалов. Одним из таких полупроводников, открывающим новые возможности в электронной промышленности, является оксид галлия (Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).

Оксид галлия образует несколько различных фазовых состояний –  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ ,  $\epsilon$ ,  $\kappa$  [1-3]. Бета фаза ( $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) является наиболее устойчивой фазой при нормальных условиях [4] и привлекает внимание исследователей благодаря ширине запрещенной зоны (~4,8 эВ), высокому электрическому полю пробоя (> 8 МВ/см) и относительно высокой подвижности электронов (~150 см<sup>2</sup>/Вс) [5].  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> не только обладает превосходными оптоэлектронными свойствами, но и хорошей термической и химической стабильностью. Таким образом,  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> становится подходящим материалом для высокочастотных мощных устройств, фотоприемников, солнечных элементов и датчиков. Например, сообщается, что с МОП-транзистор на основе Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> имеет напряжение пробоя выше 1000 В [6]. Высококачественные пленки и слои  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> играют важную роль для изготовления оптоэлектронных полупроводниковых приборов, а качество тонких слоев в значительной степени зависит от метода получения и технологических параметров синтеза.

Слои оксида галлия получают следующими методами: газофазной эпитаксией металорганических соединений (Metalorganic chemical vapour deposition, MOCVD) [7], хлорид-гидридной газофазной эпитаксией (Hydride vapour phase epitaxy, HVPE) [8], молекулярно-пучковой эпитаксией (Molecular-beam epitaxy, MBE) [9], магнетронным распылением (Radio frequency magnetron sputtering, RFMS) [10], импульсным лазерным напылением (Pulsed laser deposition, PLD) [11] и золь-гель методом [12]. В сравнении с методами, упомянутыми выше, золь-гель метод заключается в достаточно простой технологии, прежде всего не требующей дорогого и сложного ростового оборудования, особых условий по атмосфере получения, работающей с доступными исходными компонентами (реактивами) при невысоких температурах синтеза.

В данной работе слои Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> были получены на кварцевых подложках (SiO<sub>2</sub>) методом распыления золя на подложку. Было исследовано влияние температур предварительной термообработки образца после последовательного нанесения промежуточных тонких слоев и концентрации исходного компонента GaNO<sub>3</sub> (нитрата галлия) на качество финального (суммарного) слоя. Анализ качества синтезированных слоев производился на сканирующем электронном микроскопе, снабжённом приставкой энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, и спектроскопией оптического пропускания. Предложена модификация способа распыления золя на подложку для формирования слоев оксида галлия. При оптимальной концентрации нитрата галлия, которая обеспечивает образование малодефектных слоев, исследовалось влияние предварительного отжига при температуре 500°C после нанесения каждого промежуточного слоя. Установлено, что предлагаемый способ обеспечивает

формирование пленок оксида галлия толщиной до 1 мкм на кварцевых подложках. При этом количество трещин, посторонних включений и других дефектов оказывается значительно меньше, чем при способе без предварительного отжига. Анализ химического состава полученных слоев показал правильный стехиометрический состав ( $\text{Ga}:\text{O} = 2:3$ ) по всей площади пленки. Методом рентгеновской дифракции было установлено, что полученный слой является  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ . Анализ спектров пропускания вблизи края поглощения позволил оценить ширину запрещенной зоны материала, которая составила 4,6 эВ.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (соглашение № 075-15-2021-1349).*

## Список литературы

1. Penner S., Zhuo C., Thalinger R., Grünbacher M., Hejny C., Vanicek S., Noisternig M. Physicochemical properties of unusual  $\text{Ga}_2\text{O}_3$  polymorphs // Monatshefte für Chemie - Chemical Monthly. — 2016. — Vol. 147, № 2. — P. 289—300.
2. Playford H.Y., Hannon A.C., Barney E.R., Walton R.I. Structures of Uncharacterised Polymorphs of Gallium Oxide from Total Neutron Diffraction // Chemistry – A European Journal. — 2013. — Vol. 19, № 8. — P. 2803—2813.
3. Cora I., Mezzadri F., Boschi F., Bosi M., Čaplovičová M., Calestani G., Dódney I., Pécz B., Fornari R. The real structure of  $\epsilon\text{-Ga}_2\text{O}_3$  and its relation to  $\kappa$ -phase // CrystEngComm. — 2017. — Vol. 19, № 11. — P. 1509—1516.
4. Åhman J., Svensson G., Albertsson J. A Reinvestigation of  $\beta$ -Gallium Oxide: 6 // Acta Crystallographica Section C: Crystal Structure Communications. — 1996. — Vol. 52, № 6. — P. 1336—1338.
5. Stepanov S.I., Nikolaev V.I., Bougrov V.E., Romanov A.E. Gallium oxide: properties and applications – a review. — 2016. — Vol. 44. — P. 63—86.
6. Hu Z., Nomoto K., Li W., Tanen N., Sasaki K., Kuramata A., Nakamura T., Jena T., and Xing H. G. // IEEE Electron Device Lett. — 2018. — Vol. 39 — P.869.
7. Du X., Mi W., Luan C., Li Z., Xia C., Ma J. Characterization of homoepitaxial  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  films prepared by metal–organic chemical vapor deposition // Journal of Crystal Growth. — 2014. — Vol. 404. — P. 75—79.
8. Kremleva A.V., Sharofidinov S.S., Smirnov A.M., Podlesnov E., Dorogov M.V., Odnoblyudov M.A., Bougrov V.E., Romanov A.E. Growth of thick gallium oxide on the various substrates by halide vapor phase epitaxy // Materials Physics and Mechanics. — 2020. — Vol. 76, № 2. — P. 164—171.
9. Kaun S.W., Wu F., Speck J.S.  $\beta\text{-(Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{O}_3/\text{Ga}_2\text{O}_3$  (010) heterostructures grown on  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  (010) substrates by plasma-assisted molecular beam epitaxy // Journal of Vacuum Science & Technology A. — 2015. — Vol. 33, № 4. — P. 041508.
10. Yin-nü. Preparation and Properties of Zn-doped  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  Films // Acta Photonica Sinica. — 2012. — Vol. 41. — P. 1242—1246.
11. Goyal A., Yadav B.S., Thakur O.P., Kapoor A.K., Muralidharan R. Effect of annealing on  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  film grown by pulsed laser deposition technique // Journal of Alloys and Compounds. — 2014. — Vol. 583. — P. 214—219.
12. Kaya A, Mao H., Gao J., Chopdekar R.V., Takamura Y., Chowdhury S., Islam M.S. An Investigation of Electrical and Dielectric Parameters of Sol-Gel Process Enabled  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  as a Gate Dielectric Material // IEEE Transactions On Electron Devices. — 2017. — Vol. 64. №5. — P. 2047—2053.

## СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ РОСТА

Панов Д.Ю., Спиридонов В.А., Кремлева А.В., Бауман Д.А.,  
Романов А.Е.

*Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*  
[Dmitriipnv@gmail.com](mailto:Dmitriipnv@gmail.com)

Во всем мире наблюдается возрастающий интерес к разработке новых полупроводниковых материалов. Одним из таких перспективных материалов является оксид галлия (в первую очередь, наиболее стабильная фаза  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ ). Уже известны работы по созданию МДП транзисторов с напряжением пробоя 1000 В [1] и получению высококачественных подложек из объемного оксида галлия для последующего эпитаксиального выращивания структур [2]. Это становится возможным благодаря уникальным физическим свойствам  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ , таким как широкая запрещенная зона (~4,8 эВ), высокое поле пробоя (>8 МВ/см), относительно высокая подвижность электронов (~150 см<sup>2</sup>/Вс) [3,4] и прозрачность в видимом и УФ спектральных диапазонах [5-7].

В настоящее время ведутся активные работы по исследованию свойств объемных кристаллов  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ . Для получения объемных кристаллов  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  используются следующие методы: метод Чохральского (CZ) [5-7], метод Степанова (Edge Defined Growth method (EFG)) [8], метод зонной плавки [9] и метод Бриджмена [10]. Процесс роста  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  из расплава осложняется возможностью химического разложения расплава в инертной атмосфере. При ростовых температурах (~1800 °С) расплав нестабилен и подвержен разложению на газовые составляющие: двухвалентный оксид галлия, одновалентный оксид, металлический галлий и кислород: ( $\text{Ga}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{GaO} \rightarrow \text{Ga}_2\text{O} \rightarrow \text{Ga}$  и  $\text{O}$ ). В результате металлический галлий может образовывать интерметаллические сплавы (Ir–Ga) с элементами ростового оборудования (тигли, формообразователь (метод EFG), держатель затравочного кристалла).

В данной работе для получения объемного кристалла  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$  использовалась ростовая установка НИКА-3 с индукционным нагревом тигля, которая позволяет получать кристаллы методами Чохральского и Степанова. В качестве исходного материала использовался порошок оксида галлия (5N). Для получения расплава использовался иридиевый тигель. Все образцы синтезировались в замкнутой системе с постоянной атмосферой. В качестве атмосферы использовались углекислый газ ( $\text{CO}_2$ ), аргон (Ar) и кислород ( $\text{O}_2$ ) в различных соотношениях объемов.

Путем скалывания выращенных образцов по плоскости спайности были получены плоскопараллельные пластины толщиной 1 мм и исследованы их оптические свойства. Исходя из полученных результатов, были сделаны выводы по выбору необходимой атмосферы роста для кристаллов  $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ . Показано, что введение в атмосферу роста кислорода порядка 5 об.% приводит к увеличению пропускания в диапазоне длин волн 300-1600 нм, а введение больших концентраций кислорода в ростовую атмосферу не приводит к значительным изменениям в спектрах оптического пропускания. По спектру поглощения была оценена ширина запрещенной зоны, которая составила около 4,7 эВ. Также было оценено кристаллическое качество полученных образцов объемных кристаллов с помощью рентгеноструктурного анализа. Ширина кривой качания на полувысоте составила 0.06 градуса (3,6 минуты), что свидетельствует о достаточно высоком качестве материала.

*Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (соглашение № 075-15-2021-1349).*

## **Список литературы**

1. Hu Z., Nomoto K., Li W., Tanen N., Sasaki K., Kuramata A., Nakamura T., Jena T., and Xing H. G. // *IEEE Electron Device Lett.* — 2018. — Vol. 39 — P.869.
2. Villora E., Arjoca S., Shimamura K., Inomata D., Aoki K. // *Proceedings of SPIE - The International Society for Optical Engineering.* — 2014. — Vol. 8987. — P. 89871U
3. Pearton S.J., Yang J., Cary P.H., Ren F., Kim J., Tadjer M.J., Mastro M.A. A review of Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> materials, processing, and devices // *Applied Physics Reviews.* — 2018. — Vol. 5, № 1. — P. 011301.
4. Stepanov S.I., Nikolaev V.I., Bougrov V.E., Romanov A.E. Gallium oxide: properties and applications – a review. — 2016. — Vol. 44. — P. 63–86.
5. Galazka Z. β-Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> for wide-bandgap electronics and optoelectronics // *Semiconductor Science and Technology.* — 2018. — Vol. 33, № 11. — P. 113001.
6. Zakgeim D.A., Panov D.I., Spiridonov V.A., Kremleva A.V., Smirnov A.M., Bauman D.A., Romanov A.E., Odnoblyudov M.A., Bougrov V.E. Volume gallium oxide crystals grown from melt by the Czochralski method in an oxygen-containing atmosphere // *Technical Physics Letters.* — 2020. — Vol. 46. — No. 11. — P. 1144—1146.
7. Panov D.I., Spiridonov V.A., Zakgeim D.A., Kremleva A.V., Bauman D.A., Romanov A.E., Bougrov V.E. Growth technology and characterization of bulk crystalline gallium oxide // *Journal of Physics: Conference Series.* — 2020. — Vol. 1695. — No. 1. — P. 012024.
8. Kuramata A., Koshi K., Watanabe S., Yamaoka Yu, Masui T., and Yamakoshi S. // *Japanese Journal of Applied Physics.* — 2016. — Vol. 55, № 12. — P. 1202A2.
9. Hossain E., Kulkarni R., Mondal R., Guddolian S., Rahman A.A., Thamizhavel A., Bhattacharya A. // *ECS Journal of Solid State Science and Technology.* — 2019. — Vol. 8, № 7. — P. Q3144.
10. Hoshikawa K., Ohba E., Kobayashi T., Yanagisawa J., Miyagawa C., Nakamura Y. // *Journal of Crystal Growth.* — 2016. — Vol. 447. — P. 36—41

# СЕЛЕКТИВНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ КОРОТКОИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА НАНОПОРЫ

Сафронов И.С., Ушаков А.И.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,  
г. Москва, Российская Федерация*

[issafronov@yandex.ru](mailto:issafronov@yandex.ru);

[ushakov\\_a\\_i@mail.ru](mailto:ushakov_a_i@mail.ru)

Исследование закономерностей селективного воздействия наносекундных лазерных импульсов на дефектные области является перспективным направлением исследований в области физического материаловедения. Известны материалы, механические свойства которых определяются отдельными областями с микро- и наноразмерами [1, 2]. В этом случае залечивание дефектных областей в поверхностном слое металлов и сплавов способно обеспечить существенное повышение их эксплуатационных характеристик [3]. Отметим также, что выявление физического механизма селективного взаимодействия лазерного излучения с наноразмерными дефектами является актуальной задачей физики конденсированного состояния.

В данной работе исследуется воздействие наносекундных лазерных импульсов на материал с порами (их диаметр 100 нм). В результате воздействия лазерного импульса над поверхностью формируется газоплазменное облако, а тонкий поверхностный слой материала расплавляется. В рамках модели считаем, что пора имеет идеальную форму и теплообмен в ней близок к нулю. В этом случае отсутствует теплообмен по механизму теплопроводности и конвекции. Возможен теплообмен по механизму излучения, но длина фотонов должна быть меньше диаметра поры.

Полученные теоретически результаты удовлетворительно вписываются в известные экспериментальные данные. На основании теоретических и экспериментальных исследований предложен физический механизм селективного воздействия короткоимпульсного лазерного излучения на микропоры в непрозрачном материале, основанный на селективном прогреве материала перед микропорами и их залечивании за счет движения нагретого материала под действием ударной волны.

1. Ушаков И.В., Ошоров А.Д., Сафронов И.С. Физика деформирования и разрушения на границе аморфного и кристаллического металлического сплава // Доклады Академии наук высшей школы Российской Федерации. 2023. Т. 59. № 2. С. 7-15. DOI: 10.17212/1727-2769-2023-2-7-15
2. Ушаков И.В., Ошоров А.Д. Физические закономерности деформирования и разрушения двухслойного композиционного соединения полимер – нанокристаллическая металлическая пленка в условиях локального нагружения пирамидкой Виккерса // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2021. Т. 11, № 4. С. 95–107. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2021-11-4-95-107>
3. Симонов Ю.В., Ушаков И.В., Дьяков И.А. Тепловой механизм воздействия лазерного излучения на поры в поверхностном слое металлических сплавов // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. Физика. 2021. Т. 11, № 3. С. 77–92.

## МУЛЬТИСКАЛЯРНЫЕ КОМПОЗИТНЫЕ Ta/W ПОКРЫТИЯ, НАПЫЛЕННЫЕ СИСТЕМОЙ ИНВЕРТИРОВАННЫХ МАГНЕТРОНОВ

Иванов Н.А.

*ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (Национальный  
исследовательский университет)», Москва, Россия*  
[el8i7presley@yandex.ru](mailto:el8i7presley@yandex.ru)

Тугоплавкие металлы и сплавы сочетают в себе привлекательные свойства, такие как высокие температуры плавления, высокая плотность, высокая твердость и высокая прочность при повышенных температурах [1, 2]. Прекрасным примером является система тантал-вольфрам (Ta-W), которая широко изучалась в различных экспериментах. Сплавы Ta-W обладают интересными химическими и физическими свойствами. Легирование W танталом может значительно улучшить механические свойства, что приведет к повышению твердости [3, 4] и увеличению пластичности [5].

Многие исследования по увеличению прочности композитов были сосредоточены на металлокерамических микроламинатах, поскольку они демонстрируют превосходное сопротивление ползучести при высоких температурах по сравнению с металлами, одновременно обладая лучшей ударной вязкостью и структурной целостностью по сравнению с монокристаллической керамикой [1, 2], обладая, с другой стороны, возможностью контроля распределением и объемной долей фаз, изменяя толщину слоя [3]. Уменьшение толщины слоев приводит к увеличению прочности пластичного слоя за счет усиленного стеснения и, возможно, различных механизмов упрочнения [4]. Однако по мере уменьшения толщины пластичного слоя материал становится все более хрупким [5].

Чтобы включить в микроламинат как прочность, так и ударную вязкость, была изучена система мультискалярного микроламината (МСМЛ), слои которого состоят только из металлов [6]. Композиционно-модулированные многослойные материалы привлекли большое внимание из-за их уникальных механических свойств. Материалы МСМЛ обычно состоят из чередующихся тонких слоев двух разных, но дополняющих друг друга материалов. Здесь упрочняющий слой представляет собой твердый стек, состоящий из наноламинатов двух металлов с одинаковой кристаллической структурой, одинаковыми параметрами решетки и одинаковыми коэффициентами теплового расширения, но с сильно различающимися модулями Юнга. Эти твердые слои чередуются с толстыми, вязкими слоями из более мягкого из двух металлов для обеспечения жесткости структуры. Твердый стек, состоящий из наноламинатов, модулированных по составу, в составе композитного покрытия обеспечивает усиленное упрочнение. Прекрасным примером является система очень близких по структуре и свойствам металлов Ta-W, которая широко изучалась в интересах разных отраслей промышленности.

Тем не менее, несмотря на впечатляющие результаты по упрочнению многослойных нанокompозитов результатов исследований по оптимизации параметров набора наноламинатов, предназначенного для формирования в качестве упрочняющего слоя мультискалярных многослойных композитных покрытий, нами в литературе не обнаружено. Тем более отсутствуют данные по нанесению подобных структур инвертированными полокатодными магнетронами, имеющими ряд преимуществ для некоторых применений по сравнению с планарными магнетронами.

В данной работе изучали структуру набора наноламинатов системы Ta-W, сформированного на плоских подложках размером  $20 \times 10 \times 5$  мм из X20H80 с помощью системы инвертированных магнетронов, представленной в [7].

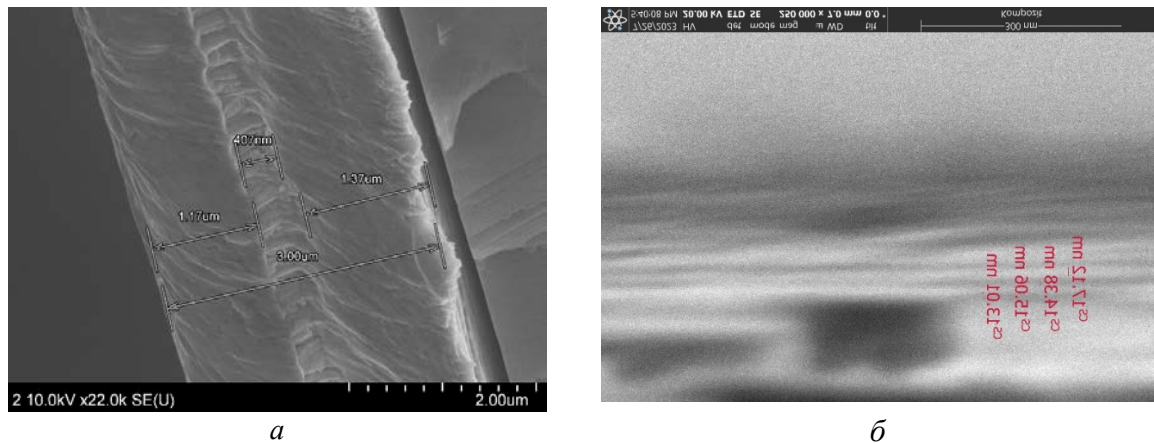
Подложки полировали наждачной бумагой зернистостью 320, 600, 1000, 1200, 2000, затем поверхность доводили финишной полировальной пастой с содержанием абразива 0,5 мкм. Далее загрязнения удаляли в ультразвуковой ванне с этиловым спиртом. Перед напылением подложки подвергали ионной очистке при напряжении 1100 В.

С целью проверки наноструктуры слоев твердого стека композита были изготовлены образцы покрытий Ta/W на пластинках X20H80 и образце свидетеле из ситалла с напылением подслоя Ta (1 мкм) и поочередного напыления слоев Ta/W (в сумме 29 слоев по 100 Å с одинаковой толщиной слоев) с напряжением смещения  $U_{II} = -100$ В на подложке, затем сверху напыляли еще один слой Ta (1 мкм). Режимы напыления представлены в табл. 1. Изображение структуры МСМЛ на изломе ситалла при небольшом увеличении на СЭМ показано на рис. 1а.

Далее проводили 6 повторяющихся циклов напыления МСМЛ 3,5 мкм Ta – Ta/W 29 слоев по 100 Å. Изображение структуры МСМЛ на шлифах X20H80 при большем, но недостаточном увеличении показано на рис. 1б. Видна слоистая структура стека, однако толщина слоя оказалась примерно на 30% больше, чем ожидалось.

**Таблица 1.** Режим напыления композита (3,5 мкм Ta – Ta/W 29 слоев по 100 Å, 6 циклов)

Слой	$U_M$ , В	$I_M$ , А	$U_{II}$ , В	$I_{II}$ , А	$P_{Ar}$ , Па	$T$ , °С	Время напыления $t$ , сек
Ta	250-285	1	-100	0,03-0,1	0,3	390	1820
Ta/W	250-285	1	-100	0,03-0,1	0,3	-	29 проходов со скоростью 8 см/сек



**Рис. 1.** Структура Ta/W мультискалярных покрытий при разном увеличении

1. C.H. Shang, D. Van Heerden, A.J. Gavens: Acta. Mater Vol. 48 (2000), p. 3543
2. A. Parul, C.T. Sun: Compos. Sci. Technol Vol. 64 (2004), p. 1178
3. D.V. Heerden, A.J. Gavens, T. Foecke and T.P. Weihs: Mater. Sci. Eng. A Vol. 261 (1999), p. 212
4. J. Heathcote, G.R. Odette, G.E. Lucas: Acta. Mater Vol. 44 (1996), p.4289
5. G.S. Was, T. Foecke: Thin solid film Vol. 286 (1996), p. 1
6. M. Vill, D.P. Adams, S.M. Yalisove and J.C. Bilello: Acta. Metal. Mater Vol. 43(2) (1995), p. 427
7. Lozovan A.A., Lenkovets A.S., Ivanov N.A., Alexandrova S.S., Kubatina E.P. J. of Phys.: Conference Series. 2018;1121:012020. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1121/1/012020>



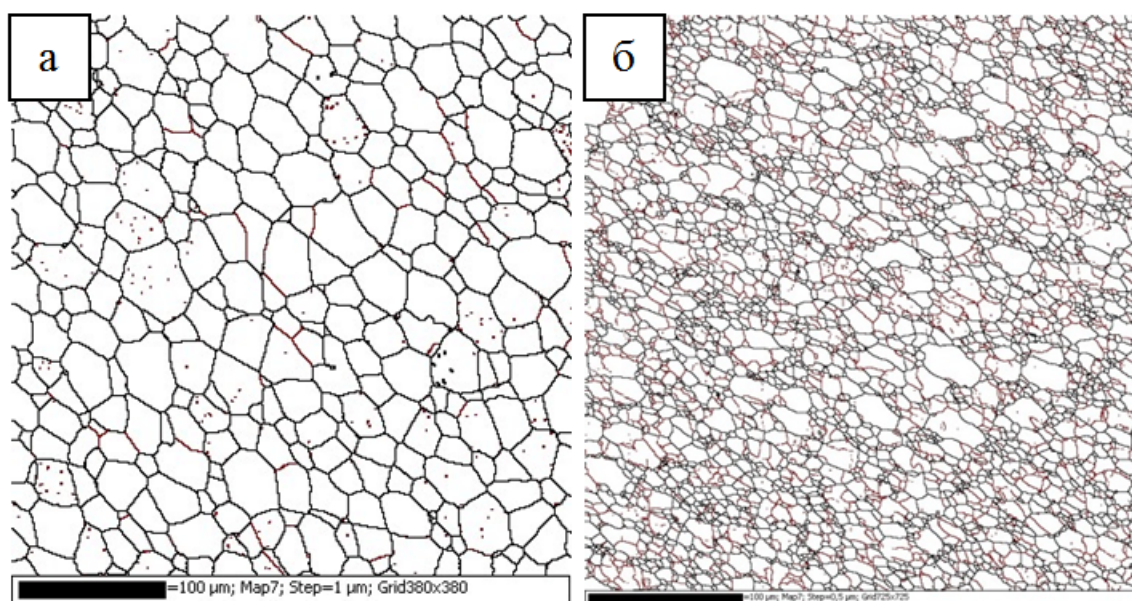
# ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ВСЕСТОРОННЕЙ КОВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ КРИОПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Крымский С.В., Автокротова Е.В., Ситдигов О.Ш.,  
Терешкин В.В., Ахметшин М.А., Маркушев М.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,  
Уфа*  
[stkr\\_imspp@mail.ru](mailto:stkr_imspp@mail.ru)

Методами оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии и оценки твердости (HV) исследовали изменения структуры и прочности слитка высокопрочного сплава 1965 (Al–8,1Zn–2,2Mg–2,3Cu–0,27Sc–0,10Zr–0,10Mn, вес.%), вызванные всесторонней изотермической ковкой в интервале температур 440–390 °С и последующей изотермической прокаткой при температуре жидкого азота до суммарной степени 90%.

Обнаружено, что при ковке структура гомогенизированного слитка с размером равноосного зерна 20 мкм трансформировалась в частично рекристаллизованную с 6 мкм преимущественно равноосными зернами (рис.1). Помимо зерен, также уменьшился размер избыточных фаз и однороднее стало их распределение, уменьшились доля высокоугловых границ и средний угол разориентировки всех границ, и возросла плотность дислокаций. Измельчение зерен и формирование субструктуры упрочнили сплав на 12%.



**Рис. 1.** EBSD карты границ для слитка (а) и поковки (б).  
Темные линии – >15 град., красные – от 2 до 15 град

Установлено, что в поковке трещины формируются при больших степенях прокатки и к 90% в слитке их количество и размер значительно больше. Основной причиной меньшей трещиностойкости слитка являлось облегченное образование микротрещин в приграничных областях вследствие хрупкого разрушения грубых избыточных фаз [1]. А также менее энергоемкое развитие трещин вдоль границ зерен из-за наличия зон, свободных от выделений (ЗСВ) алюминидов переходных ме-

таллов (ПМ). Указанные структурные факторы были в значительной мере устранены в результатековки. Сделан вывод о том, что повышение трещиностойкости сплава послековки вызвано меньшей, чем в слитке локализацией макро- и микропластической деформации в матрице с измельченными зернами [2,3], а также формированием новых границ, свободных от крупных частиц и ЗСВ.

Показано, что основные изменения структуры слитка и поковки при криопрокатке были связаны с формированием развитой дислокационно-ячеистой структуры матрицы. Этот же процесс определял и уровень прочности сплава. На начальной стадии прокатки слитка одновременно с вытягиванием исходных зерен вдоль ее направления происходила локализация деформации с образованием слаборазориентированных дислокационных ячеек вблизи тройных стыков и границ исходных зерен, вдоль которых располагались грубые избыточные фазы и ЗСВ. С увеличением степени деформации формирование ячеек захватывало все больший объем зерен и их количество. Параллельно, из-за роста плотности дислокаций, уменьшалась «размытость» границы ячеек. При этом перестройке дислокаций активно препятствовали наноразмерные алюминиды ПМ.

Развитие деформационной структуры при прокатке исходно ковеной заготовки происходило по аналогичному сценарию, с одной существенной разницей, заключающейся в том, что оно протекало более однородно в ее объеме. В результате, ее структура отличалась большей гомогенностью на всех стадиях прокатки. Это, в первую очередь, было вызвано тем, что деформировали материал с более чем в три раза меньшими зернами и в десять раз меньшими субзернами, которые в слитке практически отсутствовали. Однако более существенной представляется причина, заключающаяся в более однородном пространственном распределении частиц вторых фаз, активно влиявших на движение и перераспределение дислокаций. К ним, прежде всего, относятся дисперсные алюминиды ПМ. Судя по всему, и принимая во внимание данные [4,5], длительнаяковка сплава при высоких температурах негативно сказалась на их дисперсности (количестве и размере). Как следствие, это облегчило динамический возврат и образование ячеек в тех местах, где они были "запрещены" в слитке. Обращает на себя внимание и то, что, несмотря на указанные различия, как и на качественную разницу EBSD-карт границ, линейные и угловые параметры структуры слитка и поковки после прокатки со степенями выше 50% были близки. При этом различие в их твердости в 10-15HV сохранялось в процессе всей прокатки, означая наследование эффекта исходного структурного состояния.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00702 на базе Центра коллективного пользования ИМСП РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».*

1. С.В. Крымский, Д.К. Никифорова, М.Ю. Мурашкин и др. // Перспективные материалы. 2011. № 12. С. 387-391.
2. M.Kh. Rabinovich, M.V. Markushev // J. Mater. Sci. 1996. V. 31. № 18. P. 4997-5001.
3. М.В. Маркушев // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 12. С. 26-32.
4. E. Avtokratova, O. Sitdikov, O. Mukhametdinova et al. // Journal of Alloys and Compounds. 2016. № 673. P. 182-194.
5. E.V. Avtokratova, O.Sh. Sitdikov, R.R. Zagitov, M.V. Markushev // Letters on Materials. 2022. V. 4(s). P. 388 – 393

## СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МЕТАСТАБИЛЬНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23

Гладковский С.В., Веселова В.Е.

*Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН,  
Екатеринбург, Россия,  
[gsv@imach.uran.ru](mailto:gsv@imach.uran.ru)*

Титановые сплавы с двухфазной ( $\alpha+\beta$ )-структурой благодаря сочетанию высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и сопротивления хрупкому разрушению широко используются в качестве конструкционных материалов в авиакосмической технике. Одним из востребованных сплавов данного структурного класса является отечественный сплав ВТ23 (Ti-5Al-4,5V-1Cr-0,7Fe) с уровнем прочности  $\sigma_B = 1000-1600$  МПа. При определенных температурах закалки этот сплав приобретает метастабильное состояние, и в процессе механического нагружения в нем развивается деформационное мартенситное  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение. Вместе с тем при повышенном уровне прочности после закалки и старения усиливается опасность внезапного разрушения изделий из данного сплава в результате образования и развития в эксплуатационных условиях дефектов в виде усталостных трещин. В связи с этим в работе изучено влияние структурно-фазового состава сплава после закалки от температур 800 и 860 °С и дополнительного упрочняющего старения при 500 и 550 °С, 8 ч. на характеристики трещиностойкости при статическом и циклическом нагружении.

Показатели статической ( $K_{IC}$ ) и циклической (зависимости  $dl/dN$  от размаха  $\Delta K$ ) трещиностойкости определялись при комнатной температуре на СТ-образцах тип 3 толщиной 12 мм по ГОСТ 25.506-85 и РД 50-345-82 с использованием универсальной испытательной машины INSTRON 8801.

Установлено, что структурные изменения и дестабилизация  $\beta$ -фазы с повышением температуры закалки с 800 до 860 °С способствуют росту значений  $K_{IC}$  сплава и улучшению его циклической трещиностойкости в области  $\Delta K \leq 25$  МПа  $\times$  м<sup>1/2</sup>. В состаренном состоянии, напротив, повышение температуры предварительной закалки с 800 до 860 °С вызывает резкое снижение статической и циклической трещиностойкости. Показано, что повышенные значения  $K_{IC}$  сплава достигаются после режимов термической обработки, способствующих увеличению длины и толщины  $\alpha$ -частиц и уменьшению расстояния между ними. Наибольшее значение  $K_{IC} = 60,9$  МПа  $\times$  м<sup>1/2</sup> и показателя конструкционной прочности сплава  $T$  ( $T = K_{IC} \times \sigma_{0,2} = 63,9$  МПа<sup>2</sup>  $\times$  м<sup>1/2</sup>  $\times 10^3$ ) реализуется при температуре старения 550 °С после закалки от 800 °С, что связывается с формированием в сплаве бимодальной субмикроструктурной структуры.

С позиций структурной механики разрушения проведено сравнение расчетных размеров статических и циклических зон пластической деформации в вершине трещины с параметрами структурных элементов сплава.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН  
ААААА18-118020790147-4.*

# ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ МАРКИ М1 НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ

Таров Д.В., Нестеров К.М., Исламгалиев Р.К.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия,*  
[tarovdv@gmail.com](mailto:tarovdv@gmail.com)

Благодаря своим характеристикам, таким как высокая электропроводность, хорошие механические характеристики, а также дешевизне производства, технически чистая медь широко используется в электротехнике для производства проводов, шин и т.д. Однако в настоящее время для еще более эффективного использования материала были и продолжают разрабатываться множество способов для увеличения эксплуатационных характеристик: от добавления к чистой меди легирующих элементов до изменения размера зерна методами интенсивной пластической деформацией. Целью настоящей работы является изучение влияния кристаллографической ориентировки при интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования на электропроводность и механические характеристики меди марки М1.

Исследования были проведены на образцах: в состоянии поставки, после отжига при 450°C, а также, подвергнутых равноканальному угловому прессованию (РКУП) по маршруту В<sub>с</sub> с количеством проходов n=8. После равноканального углового прессования были вырезаны пластины под углами относительно поперечного сечения заготовки: 0°; 7,5°; ±15°; ± 22,5°; ± 45°; 90°. Исследования микроструктуры материала проводились на сканирующем электронном микроскопе JEM-6390 и просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100. Анализ образования кристаллографической текстуры в меди выполнен с использованием дифрактометра ДРОН-3м, оснащенного автоматической текстурной приставкой. При съемке полюсных фигур использовалось фильтрованное рентгеновское излучение Cu K<sub>α1</sub> (0.1540598 нм). Съемка на отражение проводилась в пределах изменения радиального угла  $\gamma$  от 0° до 75° и азимутального угла  $\delta$  от 0° до 360°.

По результатам исследования было выявлено, что средний размер исходного зерна после отжига вырос с 7 мкм до 10,2 мкм. После интенсивной пластической деформации методом РКУП средний размер зерна уменьшился до 302 нм. Существенная зависимость изменения микротвердости 1364 – 1405 МПа, предела прочности 350 – 425 МПа и электропроводности 101,4 – 102,4 %IACS, от направлений вырезки образцов относительно оси РКУП, свидетельствует о сильном влиянии кристаллографической текстуры не только на механические, но и на электрические свойства ультрамелкозернистых образцов. Наиболее благоприятной кристаллографической ориентировкой обладает образец меди марки М1 с углом реза, отступающим от поперечного сечения РКУП образца на 7,5°. В данном случае, значения микротвердости и электропроводности достигали 1405 МПа и 102,4 %IACS, соответственно.

# ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ СТОКОВ ДЛЯ УГЛЕРОДА НА КИНЕТИКУ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАСПАДА МАРТЕНСИТА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Алексеев А.А.

Тульский государственный университет,  
Тула, Россия,  
[ant.suv-tula@mail.ru](mailto:ant.suv-tula@mail.ru)

В ранее выполненных работах было установлено, что интенсивность и масштабы перераспределения бора при низком отпуске обусловлены характером исходного распределения бора в закаленной стали, которое, в свою очередь, зависит от содержания бора, температуры аустенитизации и скорости охлаждения при закалке [1]. Также было показано, как перераспределение бора влияет на перераспределение углерода в пересыщенном растворе. В этой связи представляет интерес выявить влияние бора на интенсивность распада мартенсита при вылеживании при комнатной температуре после обычной и высокотемпературной закалки.

В данной работе объектами экспериментального исследования приняты конструкционные стали 30ХРА и 40Х, близкие по содержанию углерода. Термическую обработку проводили по режимам, включающим закалку в различных средах [2]: минеральное масло и 10 %-й водный раствор NaCl (далее масло и соль). Температуры нагрева сталей под закалку составили 860 °С и 1050 °С, продолжительность изотермической выдержки – 30 мин.

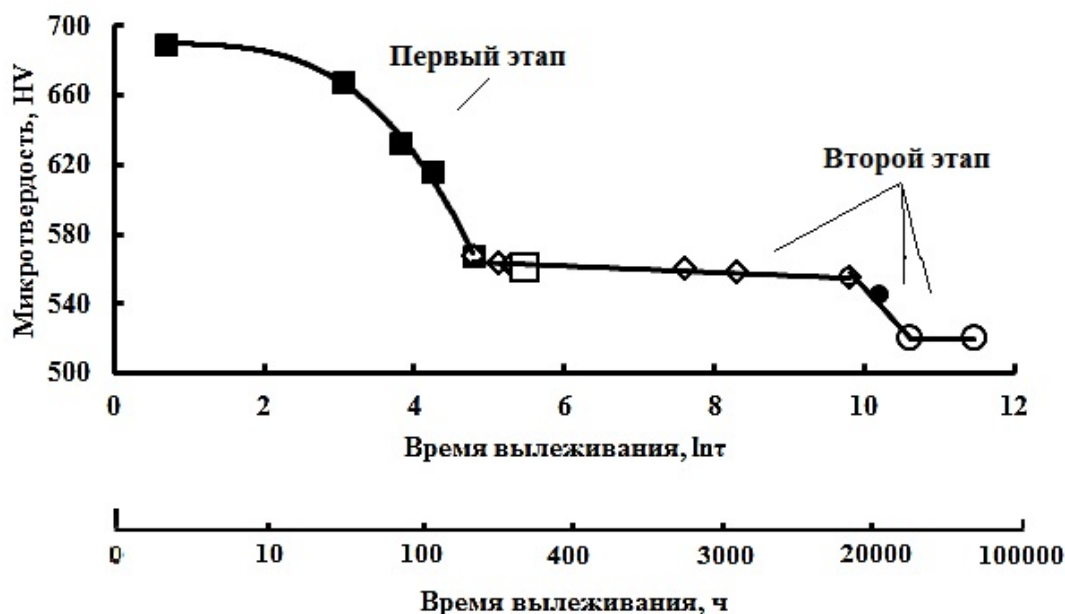


Рис.1. Зависимость изменения микротвердости от времени вылеживания для стали 40Х (закалка от 860 °С в соли)

На рисунке 1 показана зависимость изменения микротвердости стали 40Х от времени вылеживания при комнатной температуре после закалки от 860 °С. Видно, что в процессе вылеживания в мартенсите закалки, являющимся термодинамически нестабильной структурой, происходит самоотпуск (т. е. перераспределение углерода

в пересыщенном твёрдом растворе), переводящий структуру в более стабильное состояние. Уменьшение твердости свежезакаленных образцов по мере вылеживания происходит в два этапа. При этом интенсивность распада мартенсита больше на первом этапе и тем больше, чем выше скорость охлаждения при закалке. На втором этапе распад протекает крайне медленно. Аналогично происходит распад мартенсита и в стали 30ХРА, закаленной в указанных средах от 860 °С. Однако, наличие в аустените нерастворившихся частиц боридов способствует сегрегации углерода на межфазной поверхности этих частиц, уже в ходе закалочного охлаждения. В результате стимул к распаду свежееобразованного мартенсита оказывается ниже, чем в стали 40Х, что приводит к замедлению распада на первом этапе по сравнению со сталью 40Х.

При закалке стали 30ХРА от температуры 1050 °С в растворе соли и масле частицы боридов железа растворяются и весь бор оказывается в пересыщенном твердом растворе. Бор конкурирует с углеродом за занятие дефектных (энергетически более выгодных) позиций кристаллической решетки при распаде мартенсита. При этом степень сегрегации при одинаковой скорости охлаждения при закалке тем больше, чем выше содержания углерода в стали, что надежно подтверждено автордиографическим экспериментом. Это способствует тому, что в пересыщенном твердом растворе углерода остается больше, вследствие чего появляется площадка устойчивости против распада.

После охлаждения стали 30ХРА в масле от 1050 °С площадка устойчивости не наблюдается даже при вылеживании при комнатной температуре, что связано с меньшей скоростью охлаждения при закалке. В результате чего имеет место сегрегация бора преимущественно на границах аустенитных зерен (субзерен) и мартенситных кристаллов. При этом сегрегация бора на дислокациях, очевидно, успевает пройти до стадии образования частиц боридной фазы к моменту завершения закалочного охлаждения.

### **Список литературы**

1. Гринберг Е.М. Металловедение борсодержащих конструкционных сталей / Е.М. Гринберг. М.: «МИСИС», 1997. 198 с.
2. Люты В. Закалочные среды: Справ. изд./ Под ред. Масленкова С.Б. (перев. с польск.). Челябинск: Металлургия. 1990. 192 с.

# СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ МНОГОКРАТНОГО ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ С СОХРАНЕНИЕМ ВЫСОКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИХ ОБРАБОТКЕ МЕТОДАМИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Рогачев С.О., Наумова Е.А.

НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия

[csaap@mail.ru](mailto:csaap@mail.ru)

Получить структурное состояние алюминиевого сплава, обеспечивающее процессы аккомодации (релаксации) при деформировании и одновременное многократное повышение прочности и пластичности, можно на сплавах типа естественных композитов с ограниченной растворимостью в матрице при их обработке методами больших пластических деформаций.

Ранее на примере двухфазных алюминиевых сплавов эвтектического состава Al–10% Ce и Al–10% La показано, что их обработка кручением под высоким давлением формирует нано- и субмикроструктурную структуру по механизму динамической рекристаллизации с низкой плотностью внутрикристаллических дефектов (обеспечивающую возможность релаксации) и измельчает эвтектические частицы до наноразмера, что вызывает многократное (до 6 раз) повышение прочности при сохранении высокого запаса пластичности (относительное удлинение 17–22%) [1].

Однако такая же обработка сплава эвтектического состава Al–8% Ca вызывает его сильное охрупчивание из-за очень высокой объемной доли эвтектических частиц в структуре (в 2 раза больше, чем в сплавах Al–10% Ce и Al–10% La). Установлено, что дополнительное легирование сплава системы Al–Ca железом и марганцем в количестве около 1% каждого при одновременном снижении содержания кальция до 3–4% приводит в ходе деформационной обработки кручением под давлением к последовательному измельчению эвтектических частиц  $Al_4Ca$  /  $Al_{10}CaFe_2$  до наноразмера с последующей трансформацией большинства из них в сегрегации кальция и обогащению кальцием твердого раствора (Al). В этом случае процесс трансформации частиц оказывает больший эффект на измельчение зерен твердого раствора, в результате чего формируется однородная нанокристаллическая структура. Это обеспечивает еще больший уровень прочности (до 800 МПа) сплава при сохранении высокого запаса пластичности (относительное удлинение около 10%).

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 20-19-00746-П.*

*Авторы выражают благодарность коллегам за помощь в проведении исследований и обсуждении результатов: А.В. Заводову, Е.А. Лукиной, Р.В. Сундееву, Д.В. Тену и В.М. Хаткевичу.*

## Список литературы

1. S.O. Rogachev, E.A. Naumova, E.A. Lukina, A.V. Zavodov, V.M. Khatkevich. High strength Al-La, Al-Ce, and Al-Ni eutectic aluminum alloys obtained by high-pressure torsion // Materials. 2021. V. 14. P. 6404.

# МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СЛОИСТЫХ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Сундеев Р.В.<sup>1,2,3</sup>, Шалимова А.В.<sup>2</sup>, Рогачев С.О.<sup>3</sup>, Глезер А.М.,  
Черногорова О.П.<sup>4</sup>, Ситников Н.Н.<sup>5</sup>, Каратеев И.А.<sup>6</sup>, Овчаров А.В.<sup>6</sup>

<sup>1,2,3</sup> РТУ МИРЭА, Москва, Россия

<sup>2</sup> ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Москва, Россия

<sup>3</sup> НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

<sup>4</sup> ИМЕТ. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

<sup>5</sup> АО ГНЦ «Центр Келдыша», Москва, Россия

<sup>6</sup> НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

[sundeev55@yandex.ru](mailto:sundeev55@yandex.ru)

Кручение под высоким давлением (КВД) в настоящее время широко используется для создания нанокompозитов и гибридных материалов [1]. Как правило, создаваемые с помощью КВД, современные гибридные материалы с уникальными свойствами формируются из нанокристаллических материалов с различной исходной структурой [2]. В случае создания композитов из слоев аморфных и аморфно/кристаллических материалов, должны консолидироваться не только различные по химическому составу, но и топологически различные слои.

В работе исследовалась возможность образования мультиметаллического композита из двух разнородных сплавов  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  и  $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$  в процессе КВД при комнатной температуре. В ходе исследования этого процесса применялись различные структурные методы исследования: рентгенофазовый анализ, просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения, сканирующая электронная микроскопия с электронным микрозондовым анализатором в режиме отраженных электронов. Также проводили измерения твердости и модуля индентирования. Установлено наличие консолидации разнородных слоев в ходе КВД (рис.1).

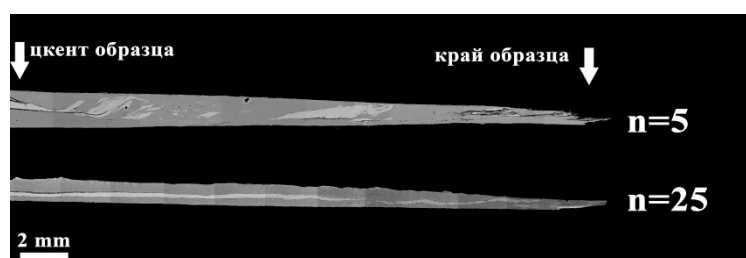


Рис. 1. РЭМ изображения структуры поперечного сечения образцов композитов после КВД

Исследованы структурные аспекты процесса консолидации. Выявлено, что ведущую роль в консолидации разнородных слоев при КВД играет способ соединения материалов путем их совместной большой пластической деформации.

1. Y. Beygelzimer, Y. Estrin, R. Kulagin, Synthesis of hybrid materials by severe plastic deformation: A new paradigm of SPD processing, *Advanced engineering materials*. 17 (2015) 1853-1861.
2. D. Luo, T. Huminiuc, Y. Huang, T. Polcar, T.G. Langdon, The fabrication of high strength Zr/Nb nanocomposites using high-pressure torsion, *Materials Science and Engineering: A*. 790 (2020) 139693.



# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА Fe–23%Cr–4%Al ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НЕКАТАЛИТИЧЕСКОЙ КОНВЕРСИИ УГЛЕВОДОРОДНЫХ ГАЗОВ В СРАВНЕНИИ С ДЛИТЕЛЬНЫМ ИЗОТЕРМИЧЕСКИМ ОТЖИГОМ

Манохин С.С. <sup>\*1</sup>, Озерский А.В. <sup>1</sup>, Седов И.В. <sup>1</sup>, Колобов Ю.Р. <sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН,  
Черноголовка, Россия

<sup>2</sup>МГУ имени М.В. Ломоносова, Россия, г. Москва, Россия  
[\\*manohin@icp.ac.ru](mailto:*manohin@icp.ac.ru)

Проведено исследование структуры и фазового состава сплава Fe–23%Cr–4%Al, используемого в качестве материала матрицы конвертора при высокотемпературной некаталитической конверсии углеводородных газов. Методами оптической металлографии, энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии и другими был изучен сплав до и после различных обработок.

Высокотемпературная некаталитическая конверсия углеводородных газов проводилась с использованием воздуха в качестве окислителя в проточном реакторе. Использовались пропан-бутановая смесь марки “СПБТ” по ГОСТ 20448-90 (ООО «ЛУКОЙЛ-Пермнефтеоргсинтез») и метан чистый по ТУ 51-841-87 (АО «МГПЗ»). Коэффициент избытка окислителя  $\alpha$  был в диапазоне 0,34–0,38 и 0,45–0,50 для метана и пропан-бутановой смеси соответственно. Диаметр матрицы был равен 175 мм. Удельный расход исходной смеси на 1 см<sup>2</sup> площади: при конверсии пропан-бутановой смеси 19.1–54.6 н.л/(см<sup>2</sup>\*ч); при конверсии метана 25.93–40.27 н.л/(см<sup>2</sup>\*ч).

Исходный фазовый состав образцов представлял альфа-железо с включениями оксида FeO (вюстит). После эксплуатации плетеных проволочных матриц на проволоках из поверхностного слоя обнаружен оксидный слой толщиной порядка 120 мкм (при исходном диаметре проволоки 200 мкм), содержащий оксиды железа (FeO, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), алюминия (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) и хрома (CrO). Наблюдались поры и трещины на границах зерен и в переходной области "матрица-оксид".

Изучены изменения структуры и механических свойств образцов при длительном изотермическом отжиге на воздухе. Обнаружено, что толщина оксидного слоя после отжига на воздухе меньше, чем при отжиге в условиях рабочей среды. Изучение образцов после отжига при 1000°C на воздухе в течение 512 ч показало наличие оксидов Al, Fe, Cr и интерметаллида FeCr на окисленной поверхности сплава. Такой отжиг приводит к охрупчиванию образцов из-за образования частиц второй фазы и возникновения внутренних напряжений. Скорость окисления сплава в условиях воздействия разогретых углеводородных газов значительно выше, чем при отжиге на воздухе при прочих равных условиях. Трещины в переходной области "сплав-оксид" могут быть причиной ускоренного разрушения проволочных матриц в рассматриваемых условиях.

*Исследование проведено при финансовой поддержке Государственного задания, № госрегистрации. АААА-А19-119022690098-3*

## СТАТИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ПОР ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МАГНИЯ И ТИТАНА

Vasilev E., Knezevic M.

*University of New Hampshire, Durham-NH, United States*

[Evgenii.Vasilev@unh.edu](mailto:Evgenii.Vasilev@unh.edu)

Вязкое разрушение металлов происходит в результате зарождения, роста и слияния пор. Известно, что неоднородности микроструктуры, такие как границы зерен и двойников, вторичные фазы, включения, вакансии и др. могут стимулировать зарождение пор при деформации [1]. Для прогнозирования разрушения необходимо знать, какие именно элементы микроструктуры преимущественно приводят к образованию пор.

Подобные экспериментальные работы по характеристике микроструктуры вокруг пор представляют существенную практическую сложность, так как пластическая деформация вязких металлов значительно затрудняет анализ микроструктуры дифракционными методами. Зачастую выводы делаются по единичным наблюдениям, которые могут не соответствовать статистике, полученной из десятка наблюдений.

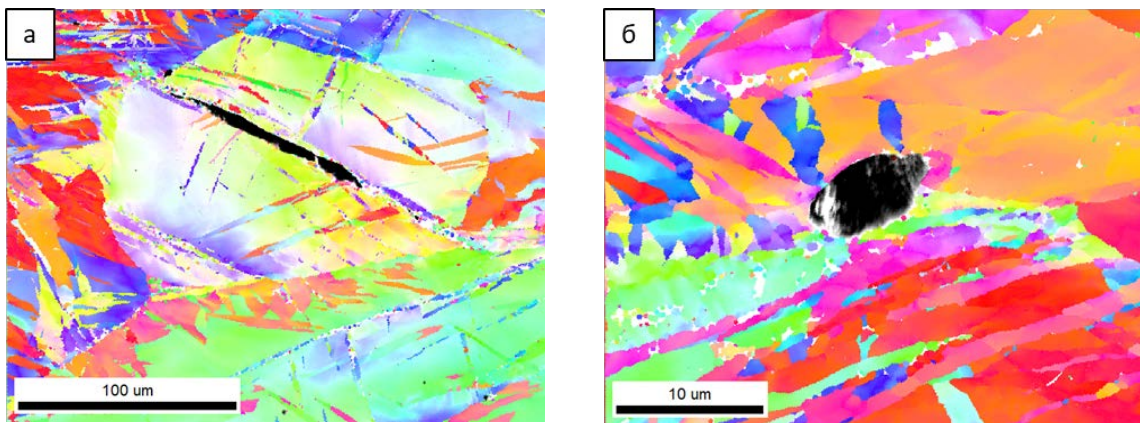
Для того, чтобы получить статистически надежные данные, в данной работе образцы из магния (чистый магний и сплав Mg-3Zn) и титана (чистый титан 99,99 мас. %) были растянуты до момента образования пор, и затем были сняты EBSD-карты микроструктуры вокруг 52 пор в магнии и 62 пор в титане. Значительное количество экспериментальных наблюдений позволило построить статистические распределения, характеризующие поры по следующим параметрам:

- 1) Форма пор: сферическая, эллипсоидальная, удлинённая, неправильная.
- 2) Ориентация эллипсоидальных и удлинённых пор по отношению к направлению растяжения:  $0-30^\circ$  (удлинение параллельно растяжению),  $30-60^\circ$ ,  $60-90^\circ$  (удлинение перпендикулярно к растяжению).
- 3) Количество двойниковых систем, граничащих с отдельной порой.
- 4) Распределение двойниковых систем, граничащих с отдельной порой.
- 5) Распределение двойниковых систем, приведших к образованию удлинённых пор внутри двойников.

Наиболее значимые результаты качественных наблюдений и количественных статистических распределений можно суммировать следующим образом:

61,5% пор в Mg имеют удлинённую форму, напоминающую форму двойника, в то время как 93,4% пор в Ti имеют сферическую и эллипсоидальную форму (Рис. 1). С точки зрения механики разрушения, удлинённые дефекты представляют гораздо более высокие концентрации напряжений, чем сферические.

89,4% эллипсоидальных и удлинённых пор в Mg вытянуты в направлении более чем на  $\pm 30^\circ$  от направления растяжения. Кроме того, 36,8% пор вытянуты в направлении более чем на  $\pm 60^\circ$  от направления растяжения. Некоторые поры в Mg вытянуты почти на  $90^\circ$  перпендикулярно направлению нагрузки. По сравнению с магнием, в титане 69,2% эллипсоидальных и удлинённых пор вытянуты в направлении в пределах  $\pm 30^\circ$  от направления растяжения. С точки зрения механики разрушения, наличие пор, удлинённых под большим углом к направлению растяжения, негативно влияет на концентрацию напряжения.



**Рис. 1.** а) удлиненная пора, образовавшаяся на двойнике {10-11} в магнии, б) эллипсоидальная пора в титане

Зарождение пор как в титане, так и магнии в определенной степени связано с двойникованием, так как 92,3% пор в Mg и 83,3% пор в Ti граничат с двойниками по крайней мере одного семейства. В магнии 60% двойников, граничащих с порами, принадлежат к семейству {10-12}, 40% – к семейству {10-11}. В титане 43,9% двойников принадлежат к семейству {10-12}, 41,5% – к семейству {11-22}, а 14,6% – к семейству {11-21}.

Наконец, 53,8% пор в Mg образованы внутри двойников сжатия {10-11}, что статистически соответствует числу наблюдаемых удлиненных двойников (61,5%). Подобное наблюдение было сделано в ранней работе [2], однако, без статистической оценки. Таким образом, можно утверждать, что больше половины (~50-60%) пор в магнии образуется внутри двойников {10-11}, а размер этих пор напрямую зависит от длины двойника, а значит, и размера зерна.

Образование крупных (>100 мкм) пор, удлиненных под большим углом к направлению растяжения, безусловно приводит к повышению концентрации напряжений и раннему разрушению материала. С учетом этого, при разработке новых магниевых сплавов следует максимально затруднить образование двойников сжатия {10-11} и уменьшить их длину, что может быть эффективно реализовано путем измельчения зерна и дизайна предпочтительной текстуры.

По сравнению с порами в магнии, поры в титане имеют намного меньший размер (не более 10 мкм), обычно удлинены в направлении растяжения, и менее чем 10% пор были обнаружены внутри двойников. Наиболее вероятно, что поры в титане образуются в сильно деформированных областях, исчерпавших возможности дислокационного скольжения и двойникования.

## Список литературы

1. Vasilev E, Knezevic M. Experimental characterization of voids and surrounding microstructures developed under tension of Mg, Mg-3Zn, and Ti: A statistical study. *Materials Science and Engineering: A*. 2023 Jan 18;862:144411.
2. Barnett MR. Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part II. “Contraction” twins. *Materials Science and Engineering: A*. 2007 Aug 25;464(1-2):8-16.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu–3Pd И Cu–3Pd–3Ag

Новикова О.С., Костина А.Е., Волков А.Ю.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия  
[novikova@imp.uran.ru](mailto:novikova@imp.uran.ru)

Изучение сплавов системы медь–палладий и медь–палладий–серебро является актуальным: благодаря малому электрическому сопротивлению, они могут найти применение в качестве коррозионностойких проводников слабых электрических сигналов.

В [1, 2] нами было установлено, что легирование палладием (менее 10 ат.%) позволяет повысить прочностные свойства меди за счет твердорастворного упрочнения при одновременном повышении коррозионной стойкости. Поэтому возникает интерес использовать медно-палладиевый сплав в качестве матрицы для его дополнительного упрочнения серебром. Влияние предварительной криодеформации на структуру и свойства сплавов Cu-Pd-Ag ранее не рассматривалось.

Целью данной работы является изучение влияния деформации при комнатной и криогенной температурах на физико-механические свойства сплава Cu–3Pd–3Ag (ат. %), а также сравнение их со свойствами чистой меди и бинарного сплава Cu–3Pd.

Были исследованы образцы сплавов Cu–3Pd и Cu–3Pd–3Ag, находящиеся в трёх исходных состояниях: закаленном от 700°C, деформированном при комнатной и при криогенной температурах. Для изучения процессов перестройки структуры проводились отжиги в интервале температур от 100°C до 450°C. Продолжительность термообработок составила 1 час. Образцы исследовались с помощью рентгеноструктурного анализа, резистометрии, механических испытаний на растяжение. В качестве эталона изучались образцы чистой меди после аналогичных термообработок.

Показано, что при отжиге деформированного (особенно после криодеформации) сплава Cu–3Pd–3Ag наблюдается аномальное повышение прочностных свойств. Установлено, что малые добавки серебра незначительно влияют на электропроводность сплавов Cu–Pd, при одновременном существенном повышении прочностных свойств и температуры рекристаллизации. Например, предел текучести и предел прочности тройного сплава Cu–3Pd–3Ag выше, а его электропроводность соизмерима с характеристиками сплава Cu–3Pd.

Таким образом, сплавы меди с малыми добавками палладия и серебра представляют очевидный интерес для практических приложений, так как имеют повышенные прочностные свойства, удовлетворительную электропроводность и более высокую температуру рекристаллизации по сравнению с чистой медью.

*Работа выполнена в рамках государственного задания, тема «Давление»  
Г.р.№ 122021000032-5.*

1. Волков А.Ю., Новикова О.С., Костина А.Е., Антонов Б.Д. Изменение электрических и механических свойств меди при легировании палладием // Физика металлов и металловедение. 2016. Т. 117. № 9. С. 977-986.
2. Novikova O.S., Kostina A.E., Volkova E.G. et al. Signs of the presence of an ordered phase in the Cu-5.9 at.%Pd alloy after its long-term annealing at a moderate temperature // Letters on Materials. 2023. V. 13. P. 3-8.

## О ВОПРОСЕ ДАЛЬНЕЙШЕЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ДЛИТЕЛЬНО РАБОТАЮЩИХ ТРУБ НЕФТЕГАЗОВОГО ХОЗЯЙСТВА

**Землякова Н.В.**

*Институт проблем машиностроения РАН - филиал ФГБНУ «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова - Грехова Российской академии наук» (ИПМ РАН).*

*Нижний Новгород*  
[serti222@yandex.ru](mailto:serti222@yandex.ru)

В настоящее время многие трубопроводы выработали свой расчетный срок службы в 35 лет. Для их замены необходимо разработать методику экспресс анализа состояния металла. Исследователи неоднократно пытались найти зависимость между изменениями в структуре от ударной вязкости и температуры перехода металла в хрупкое состояние. Известно, что при высоком значении работы распространения трещины может быть и высокое и низкое значение температуры перехода в хрупкое состояние, а при низком значении ударной вязкости высокое значение пластичности, и в тоже время, при высокой ударной вязкости может идти разрушение материала. Известно, что причиной разрушения сварного соединения МТ является в первую очередь не низкая ударная вязкость, а совокупность факторов: дефекты сварных швов, термомодеформационный цикл, геометрические и структурные концентраторы напряжений [1].

Для магистральных нефтегазопроводов, согласно требованиям ГОСТ 19281 и 19282, использовались малоперлитные низкоуглеродистые стали, повышенной прочности типа 09Г2С, 09Г2, 17Г1С и т.д. Согласно данным [2], в целях экономии в восьмидесятых годах, в СССР редко применялась контролируемая прокатка или специальное легирование сталей для трубопроводов.

Рассмотрим склонность исследуемых сталей к хрупким разрушениям. В сварной стальной конструкции хрупкое разрушение может произойти при наличии 4-ех из 6-ти факторов: низкая температура; динамический характер нагружения, концентраторы напряжения; большие сечения; неблагоприятная структура металла, наклеп, снижение пластичности и вязкости стали.

Требования к структуре металла газопроводных труб выше, чем к нефтяным: ударная вязкость  $\geq 3 - 3,5$  кгс м/см<sup>2</sup> (северный вариант эксплуатации при -50°C); размер зерна  $\leq 25$  мкм (8й балл по ГОСТ 5632); твердость сварного шва  $\leq 200$  НВ; содержание свободного феррита в сталях не более 10% (условие высокой хладостойкости) [3]; перевод неметаллических включений в глобулярную форму [2] или наличие неметаллических включений с линейными размерами не более 0,3 мкм.

Цель работы: анализ изменений в микроструктуре сталей 09Г2С, 17Г1С, 12Г2СБ, работающих более 20 лет газо- и нефтепроводов.

### Результаты

Исследование структуры проводилось на металлографическом микроскопе «НЕОФОТ-32».

1. Микроструктура основного металла феррито-перлитная, часто полосчатая, например, "Горький-Альметьевск" (серии 10, 15, 26.2), НТ "Тихорецк" (серии 2, 3, 4). Структуры с разной степенью строчечности, с разным размером зерен (от 10мкм до 20мкм), редко встречается 3мкм (серия 26.2) ГОСТ 5632, что соответствует

требованиям ГОСТ 19282. Форма феррита от полиэдрической до игольчатой. Перлит имеет различное строение: классический с пластинчатой формой, соорбитообразный и верхнего бейнита. Расположение перлита отличается разнообразием: от равномерного классического (серия 4) до крайне неравномерного, расположенного участками (серии 15, 9, 20, 26.2, 2) и полосчатого. Иногда в структуре отмечалась разнотерность.

Встает вопрос: как оценить степень отклонения микроструктуры основного металла от нормы. Степень загрязненности стали неметаллическими включениями, бывает выше допустимого уровня. например, оксиды строчечные – 2 балла, силикаты 3 балла, сульфиды строчечные 1 балл (НТ "Тихорецк" серия 3), оксиды сложные (серия 17) ГОСТ 1778, которые являются концентраторами напряжения в материале и снижают ударную вязкость материала, особенно при пониженных температурах.

2. Структура шва комбинированная: феррито-перлитная с размером зерен 7-8 баллов ГОСТ 5632 и участки видманштетта с различной степенью развития (3-4 балла). Размер зерна 120 мкм ГОСТ 5640 свидетельствует о сильном перегреве в стали при сварке и значительно повышает порог хладноломкости (серия 6 ТП "Рязань-Москва"). Структура феррито-перлитную с крупными зернами 3 балла перерожденного перлита (серия 8) не соответствует требованиям ГОСТ 19282. А феррито-перрито-бейнитная структура (5 балла) (серия 14 кл. 8) является проходной.

Таким образом, микроструктура шва и зоны термического влияния имеют серьезные отклонения. Отклонения, наблюдаемые в микроструктуре перлита: увеличение расстояния между пластинами цементита (более 0,7 мкм) при уменьшении длины пластинок при старении - необычный перлит, деление пластин цементита происходит при старении, наводороживании, при начале распада пересыщенного феррита в видманштетте; появление глобулярного цементита - перерожденный перлит; перлит, в котором произвольное расположение цементитных пластин называется нерегулярным перлитом; перлит, содержащий более или менее эвтектоидного углерода, называется псевдоперлитом или псевдоэвтектоидом менее тонкого строения иногда бейнитом; перлит более тонкого строения называется соорбитом или трооститом.

В микроструктуре шва и зоны термовлияния часто образуется структура перегрева: видманштеттов феррит, которая также имеет свои отличия: увеличение размера зерна, а, следовательно, ухудшение свойств; пересыщенный феррит с течением времени распадается с выделением глобулярных карбидов, что ведет к разупрочнению стали. Пересыщенный феррит – напоминает обычный феррит, но с резко очерченными краями, содержит большее количество углерода, имеет повышенную твердость, например в видманштетте.

Игольчатый феррит – (другая морфология феррита), которая при малом размере зерен является предпочтительней равноосной формы и, наоборот – в видманштетте [6].

## **Заключение**

В процессе правильной длительной эксплуатации труб из феррито-перлитных низколегированных сталей, изменения в микроструктуре в результате старения, происходят очень медленно. Увеличение межпластинчатого расстояния в перлите, как правило, происходят в отдельно взятых зернах, что незначительно влияет на свойства в целом. Термо-деформационное старение развивается в течение расчетного времени работы трубы (около 30 лет), что отмечается и в литературных данных [4]. Основные опасные изменения в структуре связаны не с низкой ударной вязкостью, а

происходят при распаде пересыщенного углеродом феррита в видманштетте и приводят к увеличению количества глобулярного цементита, что и ведет к разупрочнению стали.

Предложена шкала отклонений в микроструктуре, приводящих к критической температуре перехода металла в хрупкое состояние:

0 балл – отсутствие отклонений в микроструктуре;

1 балл – укрупнение зерна на 1 балл (10-20 мкм) приводит к увеличению на 10 – 20 градусов;

2 балл – увеличение доли перлита на 10% приводит к увеличению прочности и снижению пластичности на 20 - 30 градусов;

2а балл – неметаллические включения в виде строчек;

3 балл – сильная неравномерность в расположении структурных составляющих - на 30 градусов;

4 балл – уменьшение содержания Mn в стали на 1% повышает температуру критической хрупкости на 40 %.

Наличие в структуре сразу трех факторов (баллов) приводит к повышению температуры хрупкого перехода на 50-70 градусов и может привести к хрупкому разрушению трубопровода. Микроструктуру можно смотреть, сделав шлиф на трубе, с помощью переносного микроскопа.

*Работа выполнена в рамках госзадания России на фундаментальные научные исследования на 2021-2023 годы (тема № 0030-2021-0025).*

### **Список литературы**

1. Лившиц Л. С., Хакимов А. Н. Металловедение сварки и термической обработки сварных соединений. М. Машиностроение. 1989.
2. Калинин Е. С. Хладостойкая низколегированная сталь. М. Металлургия .1976.
3. Советско-американский симпозиум // Металловедение и термообработка.1977. № 7. с. 32-64.
4. Тылкин М. А. Структура и свойства строительной стали. М. Металлургия.1983.
5. Гумеров А. Г. Старение труб нефтепроводов. Недра.1995.
6. Красовский А. Я. Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов. 1990.

## ВЛИЯНИЕ АРМИРУЮЩИХ ЧАСТИЦ ИЗ ОКСИДОВ И НИТРИДОВ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Fe–Cr–Mn–Mo-СПЛАВА

Коновалов М.С., Ладьянов В.И., Мокрушина М.И., Овчаренко П.Г.

*Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН,  
Ижевск, Россия  
[maksim.kov@mail.ru](mailto:maksim.kov@mail.ru)*

В работе [1] сообщается о материалах на металлической основе, приповерхностные слои которых представляют собой металлматричные композиты с дисперсным упрочнением частицами нитридов и оксидов разных размеров. В частности, неметаллические упрочняющие частицы с размерами 2 [2], 10 [3] и 30 – 50 [4] мкм обеспечивают высокий уровень эксплуатационных свойств таких материалов. В первую очередь изделия из подобных материалов применимы в узлах, испытывающих интенсивные истирающие нагрузки. Это обусловлено высокой износостойкостью композитной поверхности. Однако, из-за небольшой глубины функционального слоя в процессе работы он может повреждаться, что приводит к нарушению работы детали и ее выходу из строя.

Чтобы избежать подобного негативного эффекта можно всю деталь изготавливать из металлматричного композита. Одним из наиболее простых способов получения подобных материалов представляется самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) под давлением газа. Например, в работе [5] обнаружено, что при алюмотермии имеется возможность изготовления композитов с относительно равномерно распределенными в металлической матрице частицами, представляющими собой структурированные конгломераты из оксидов магния (преимущественно) и алюминия, которые окружены нитридом алюминия. Тем не менее, в настоящее время недостаточно литературных данных о влиянии количества подобных структурированных конгломератов на износостойкость композитов на основе Fe–Cr–Mn–Mo-сплавов, хотя такая информация позволила бы оптимизировать выбор материала для изготовления деталей, подвергающихся интенсивному истиранию.

Таким образом, цель настоящей работы заключается в исследовании влияния количества структурированных конгломератов из оксидов магния (преимущественно) и алюминия, окруженных нитридом алюминия, на износостойкость образцов, а также в сравнении значений данной характеристики со стойкостью к абразивному изнашиванию высоколегированных чугунов.

Слитки для исследования получали методом СВС в варианте алюмотермии под давлением азота в реакторе РВС-10. Исследования металла проводили в литом и термообработанном состоянии. Термическая обработка заключалась в выдержке при 1250 °С в течение 2 часов с последующей закалкой в воду. Режим термообработки выбран с учетом данных из работ [6, 7]. Он обеспечивает растворение не стабильных фаз в твердом растворе матрицы и устраняет избыточные литейные напряжения в слитке.

Испытания материалов на абразивное изнашивание проводили в условиях сухого трения образцов по поверхности закрепленного абразива – электрокорундовой шкурки Р400 и Р80 с размером абразивных частиц 28 – 40 мкм и 200 – 250 мкм, соответственно. В качестве критерия износостойкости принято уменьшение массы образца после испытаний. Усилие прижима испытываемого материала к поверхности абразива обеспечивало  $\sim 0.25 \text{ Н/мм}^2$  при длительности единичного испытания 90 секунд. Убыль массы образцов определялась методом взвешивания на весах ВЛР-200.

В результате проделанной работы было показано, что возрастание содержания армирующих частиц в композите от 1.09 до 1.73 мас. % способствует повышению его износостойкости при испытании с использованием шкурки Р80 (размер абразивных частиц



200 – 250 мкм). Однако, последующее повышение концентрации включений вплоть до 3.38 мас.% приводит к снижению показателей износостойкости. Такая зависимость связана с тем, что от 1.09 до 1.73 мас. % включений происходит увеличение количества однотипных более твердых чем матрица преимущественно одиночно расположенных включений. При возрастании концентрации включений от 1.90 до 3.38 мас. % структурированные конгломераты объединяются в группировки, способные к выкрашиванию при износе на шкурке P80.

При этом показано, что увеличение содержания армирующих частиц в композите во всем рассмотренном интервале концентраций (от 1.09 до 3.38 мас. %) способствует повышению его износостойкости при абразивном изнашивании с использованием шкурки P400 с размером абразивных частиц 28 – 40 мкм.

1. Bo Wu, M.Z. Ibrahim, Sufian Raja, Farazila Yusof, Bushroa binti Abdul Razak, Mohd Ridha Bin Muhamad, Rongxue Huang, Yun Zhang, Irfan Anjum Badruddin, Mohamed Hussien, Sarfaraz Kamangar. The influence of reinforcement particles friction stir processing on microstructure, mechanical properties, tribological and corrosion behaviors: a review // *Journal of Materials Research and Technology*. 2022. Vol. 20. P. 1940-1975. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.07.172>
2. Vidit Mathur, Subramanya R Prabhu B, Manjunath Patel G.C., Shettigar A.K. Reinforcement of titanium dioxide nanoparticles in aluminium alloy AA 5052 through friction stir process // *Advances in Materials and Processing Technologies*. 2019. Vol. 5, No. 2. P. 329-337. <https://doi.org/10.1080/2374068x.2019.1585072>
3. Titus Thankachan, K. Soorya Prakash. Microstructural, mechanical and tribological behavior of aluminum nitride reinforced copper surface composites fabricated through friction stir processing route // *Materials Science and Engineering: A*. 2017. Vol. 688. P. 301-308. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.010>
4. Ashish Kumar Srivastava, Nagendra Kumar Maurya, Amit Rai Dixit, Shashi Prakash Dwivedi, Ambuj Saxena, Manish Maurya. Experimental investigations of A359/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> surface composite produced by multi-pass friction stir processing // *Materials Chemistry and Physics*. 2021. Vol. 257. 123717. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.123717>
5. Коновалов М.С., Ладьянов В.И., Мокрушина М.И., Овчаренко П.Г. Влияние углерода на износостойкость, прочность и твердость композита с матрицей системы Fe-Cr-Mn-Mo-N-C // *Химическая физика и мезоскопия*. 2023. Т. 25. №1 С. 78-87. <https://doi.org/10.15350/17270529.2023.1.8>
6. Dorofeev G., Karev V., Goncharov O., Kuzminykh E., Sapagina I., Lubnin A., Mokrushina M., Lad'yanov V. Aluminothermic Reduction Process Under nitrogen gas pressure for preparing high nitrogen austenitic steels // *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*. 2019. Vol. 50, No. 2. P. 632-640. <https://doi.org/10.1007/s11663-018-1499-x>
7. Lad'yanov V. I., Dorofeev G. A., Kuz'minykh E. V., Karev V. A., Lubnin A. N. Synthesis of High-Nitrogen Steel by SHS Reduction With Aluminum // *Steel in Translation*. 2019. Vol. 49, No. 2. P. 102-109. <https://doi.org/10.3103/S0967091219020104>

## СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА Al–Mg–Zn–Ni–Cr

Яковцева О.А., Барков Р.Ю., Мочуговский А.Г.,  
Михайловская А.В.

НИТУ МИСИС, г. Москва, Российская Федерация  
[yakovtseva.oa@misis.ru](mailto:yakovtseva.oa@misis.ru)

Метод сверхпластической формовки, позволяющий получить детали сложной формы за одну технологическую операцию, имеет преимущества в части низкой стоимости и износе оснастки, а также в снижении веса конструкций за счет уменьшения числа соединений в изделии. Ограничивает применение сверхпластичных сплавов их стоимость и низкие скорости деформации, которые ведут к большим трудо- и энергозатратам. Формовка деталей может занимать до нескольких часов. Повысить скорости деформации позволяет легирование сплавов обеспечивающее высокую плотность дисперсных и крупных частиц, способствующих формированию микрозернистой структуры и повышению скоростей сверхпластической деформации.

В работе исследован сплав Al–3,6%Mg–3,6%Zn, легированный ~4%Ni который обеспечивает формирование крупных частиц кристаллизационного происхождения  $Al_3Ni$ , необходимых для стимулирования образования зародышей при рекристаллизации, и ~0,2%Cr образующего дисперсоиды  $Al_{18}Mg_2Cr_3$ , сдерживающие миграцию высокоугловых границ и рост зерна.

Сплав получен литьем в медную охлаждаемую изложницу, подвергнут термомеханической обработке для получения листа толщиной 1 мм. Проанализировано изменение микроструктуры после отжига 20 минут при температурах 400–480 °C (рис. 1). В сплаве формировалась рекристаллизованная структура со средним размером зерна в интервале от  $7,1 \pm 0,5$  до  $8,3 \pm 0,3$  мкм. Дисперсоиды фазы  $Al_{18}Mg_2Cr_3$  имели размеры 70–250 нм, и, кроме магния и хрома, также содержали цинк по данным энергодисперсионного анализа. Размеры частиц фазы  $Al_3Ni$  варьировались в интервале 1–3 мкм.

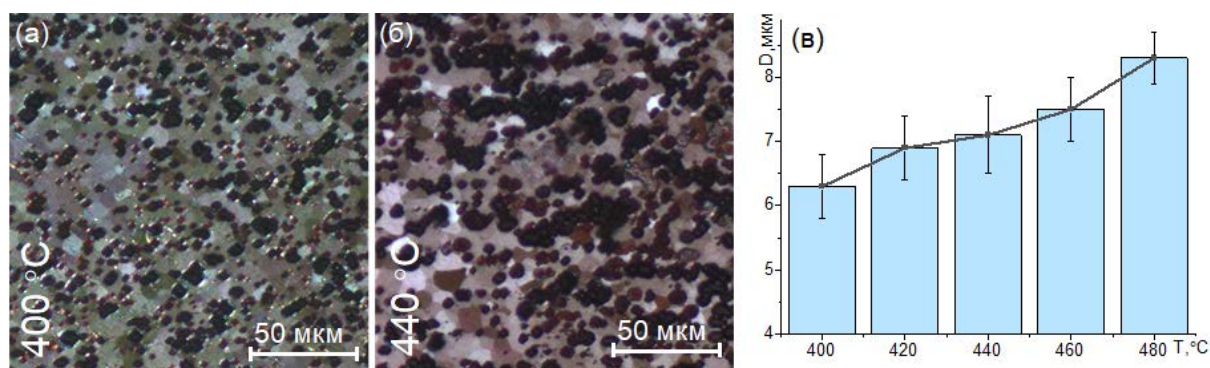
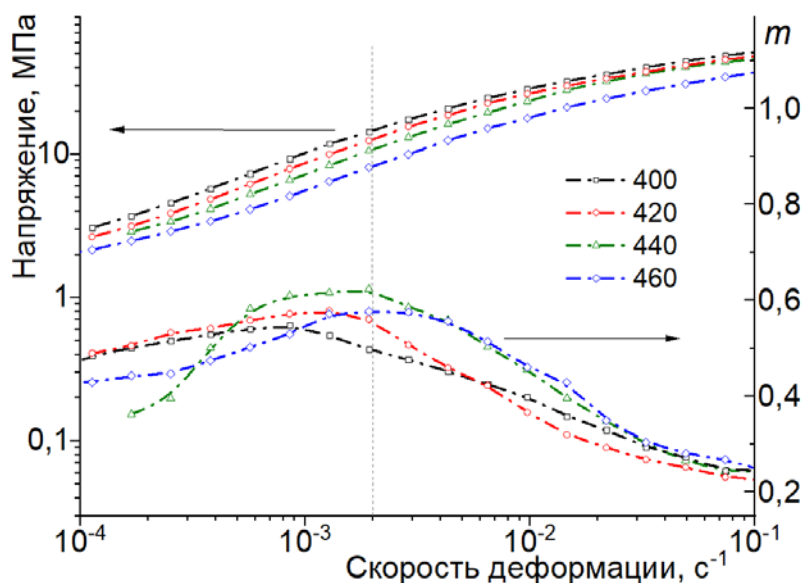


Рис. 1. Средний размер зерна после отжига в интервале температур 400–480 °C

Образцы с рабочей частью  $14 \times 6 \times 1$  мм для испытаний на одноосное растяжение при повышенной температуре вырезали вдоль направления прокатки. По испытаниям со ступенчатым повышением скорости деформации в интервале температур 400–480 °C (рис. 2) определены температурно-скоростные условия проявления сверхпластичности. Показатель скоростной чувствительности  $m$ , рассчитанный по зависимости логарифма напряжения от скорости деформации, выше 0,5 в интервале скоростей деформации  $-2 \times 10^{-4} - 6 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ .



**Рис. 2.** Зависимость напряжения от скорости деформации и показателя скоростной чувствительности  $m$  в интервале температур 400-460 °С

При постоянных скоростях деформации в данном скоростном интервале максимальные удлинения (более 300%) достигнуты при температуре 440 °С. Оптимальной скоростью деформации выбрана  $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , при которой возможно получить максимальные удлинения.

Плотность дислокаций минимальна перед началом деформации, с увеличением степени деформации плотность дислокаций растет. Дислокации выстраиваются в стенки, формируя малоугловые границы зерен, в теле зерен плотность дислокаций повышена вблизи мелких и крупных частиц.

Никель и хром позволяют стабилизировать размер зерна при сверхпластической деформации и обеспечить сверхпластичность в более широком интервале скоростей по сравнению со сплавом АА7475.

*Исследования выполнены в рамках Гранта Президента РФ для поддержки ведущих научных школ НШ-1752.2022.4.*

## КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ СВЕРХСТРУКТУРЫ ТИПА L1<sub>0</sub> В СПЛАВЕ Cu–56Au (ат.%) В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 200-300 °С

Подгорбунская П.О., Новикова О.С., Волкова Е.Г., Згибнев Д.А.,  
Гаврилова А.А., Волков А.Ю.

*ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*  
[polina.podgorbunskaya@imp.uran.ru](mailto:polina.podgorbunskaya@imp.uran.ru)

Благодаря повышенным прочностным свойствам в сравнении с эквиатомным сплавом Cu–50ат.%Au, нестехиометрический сплав Cu–56ат.%Au может найти применение не только в ювелирном деле или стоматологии, но также в качестве коррозионностойкого проводника слабых электрических сигналов в приборостроении. Данная работа посвящена изучению кинетики фазового превращения беспорядок→порядок в сплаве Cu–56Au, в ходе которого неупорядоченная ГЦК-решетка (A1-фаза) перестраивается в атомно-упорядоченную со сверхструктурой L1<sub>0</sub>.

Для проведения исследований были взяты образцы сплава Cu–56ат.%Au, которые находились в разупорядоченном состоянии, сформированном двумя путями: закалкой от 600°C или пластической деформацией на 75%. Кинетику A1→L1<sub>0</sub> фазового превращения изучали в температурном интервале от 200 до 300°C. Продолжительность отжига составляла от 15 минут до 4-х месяцев. Фазовый состав сплава на различных этапах отжига выясняли с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА). Для этого использовались пластинки толщиной 0,3 мм. На таких же пластинках проводили измерение микротвердости. Для измерения удельного электросопротивления при комнатной температуре, а также для построения температурных зависимостей электросопротивления использовались проволоки диаметром 0,25 мм. Механические испытания проводили на проволочных образцах Ø1,5 мм при скорости растяжения 3 мм/мин. Эволюцию микроструктуры сплава в ходе атомного упорядочения изучали с применением сканирующей и просвечивающей микроскопии.

Показано, что в исследованном температурном интервале скорость атомного упорядочения сплава Cu–56ат.%Au максимальна при температуре 250°C. Установлено, что превращение беспорядок→порядок в исходно закаленных образцах протекает приблизительно на порядок быстрее по сравнению с предварительно деформированными. На основе РСА-данных и результатов резистометрии проведена оценка доли превращенного объема на различных этапах перестройки структуры A1→L1<sub>0</sub>. Показано, что полученные результаты неплохо соответствуют друг другу. Обнаружено, что вне зависимости от исходного состояния образцов, на начальных этапах атомного упорядочения их микротвердость увеличивается и через ~1 неделю проходит через максимум. Это вызвано внутренними напряжениями, которые образуются в сплаве в ходе превращения вследствие несоответствия параметров и объема кристаллических решеток разупорядоченной матрицы и растущих частиц новой фазы. Обнаружено, что отжиг исходно деформированного сплава приводит к формированию субмикроструктурной структуры с высокой плотностью наследованных дислокаций. Это может быть использовано при разработке новых подходов к упрочнению упорядоченных золото-медных сплавов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №21-13-00135).*

## ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В УПОРЯДОЧЕННЫХ ПО ТИПУ L1<sub>0</sub> ЗОЛОТОМЕДНЫХ СПЛАВАХ

Волков А.Ю., Новикова О.С., Волкова Е.Г., Подгорбунская П.О.,  
Гаврилова А.А., Згибнев Д.А.

*ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*  
[volkov@imp.uran.ru](mailto:volkov@imp.uran.ru)

Разработка новых подходов к упрочнению металлов и сплавов является одной из основных задач материаловедения. Особый интерес представляет повышение прочностных свойств сплавов, не претерпевающих распад. В этом случае наиболее распространенным и достаточно легко реализуемым способом упрочнения является сильная пластическая деформация. Однако, использование такого подхода представляется возможным далеко не всегда. К примеру, упорядоченные золотомедные сплавы используются в технике в качестве проводников слабых электрических сигналов. Пластическая деформация этих сплавов приводит к разрушению дальнего атомного порядка, резкому росту электросопротивления и потере всех функциональных характеристик. Цель данной работы состояла в поиске способа упрочнения упорядоченных по типу L1<sub>0</sub> золотомедных сплавов.

Для работы был взят сплав Cu–56ат.%Au. Основная идея, использованная в нашей работе для упрочнения исследуемого сплава, заключается в формировании в нем так называемого «дислокационного каркаса». Как известно, пластическая деформация сверхструктур осуществляется за счет скольжения сверхструктурных дислокаций (которые представляют собой комплекс из двух или более одиночных дислокаций, соединенных антифазными границами). Поэтому при упорядочении предварительно деформированного сплава часть наследованных дислокаций теряет свою подвижность в сверхрешетке и может образовать своеобразный каркас. Однако, проведенные ранее эксперименты показали, что использовать такой подход для упрочнения эквиатомного сплава Cu-50Au не представляется возможным вследствие очень высокой скорости атомного упорядочения (для завершения превращения требуется несколько часов). Скорость атомного упорядочения нестехиометрического сплава Cu–56ат.%Au значительно ниже (реакция заканчивается через 2 месяца отжига). Поэтому эксперименты проводились на исходно деформированных образцах, продолжительность отжигов которых при температуре 250°C составляла от 1 часа до 2 месяцев.

Для исследования микроструктуры использовался просвечивающий электронный микроскоп, соотношение упорядоченной и неупорядоченной фаз выясняли с помощью рентгеноструктурного анализа, также проводились механические испытания на растяжение, измерение микротвердости и удельного электросопротивления. Обнаружен аномальный рост прочностных свойств: предел текучести и микротвердость образцов увеличивается на ~15%, наблюдается падение электросопротивления (в 2 раза) и повышение пластичности. Так, после отжига в течение 6 часов предел текучести повышается до  $\sigma_{0,2}=995$  МПа, удлинение до разрыва при этом составляет  $\delta=5\%$ , удельное электросопротивление:  $\rho=9.5 \cdot 10^{-8}$  Ом м. В исследуемом сплаве формируется субмикрокристаллическая атомно-упорядоченная структура (размер зерна ~80 нм) с высокой плотностью наследованных дислокаций.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №21-13-00135).*

# КОНСОЛИДАЦИЯ ОПИЛОК Al и Pt МЕТОДОМ МЕХАНОСПЛАВЛЕНИЯ

Волкова Е.Г., Волков А.Ю., Валиуллин А.И., Пилюгин В.П., Толмачев Т.П.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия  
[volkova@imp.uran.ru](mailto:volkova@imp.uran.ru)

В работе проведено изучение эволюции микроструктуры и микротвердости после механосплавления методом сдвигом под давлением (СПД) смеси опилок Al и Pt при комнатной температуре и при температуре жидкого азота.

Опилки платины и алюминия смешивали в пропорции, соответствующей  $Al_2Pt$  стехиометрии. Образцы изготавливались из опилок Al и Pt методом СПД при разных температурах в наковальнях из карбида вольфрама. Для измерения микротвердости использовался автоматизированный микротвердомер Qness 10A+. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре DMAX 2200 (Rigaku). Микроструктуру образцов исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Quanta-200 Pegasus.

Были получены диски из опилок Al и Pt при комнатной температуре. На каждом диске была измерена микротвердость и проведен рентгеноструктурный анализ. Сканирующая микроскопия показала, что равномерного распределения элементов по объему диска не произошло. Фактически, получен композитный материал, в котором чередуются тонкие слои высокопрочной платины и мягкого алюминия. На рентгенограммах присутствуют пики Al и Pt. На всех дифрактограммах в интервале углов  $2\theta - 35^\circ - 50^\circ$  присутствуют диффузные максимумы, свидетельствующие о формировании аморфной фазы в ходе СПД. Во всех локациях микротвердость Al-Pt диска меньше микротвердости чистой платины рис. 1а. Косвенно этот результат показывает отсутствие новых фаз в синтезированном диске. Следующий диск был получен при температуре жидкого азота. Структурные исследования показали, что Al распределен немного неравномерно, а распределение Pt практически однородно в образце. Начиная с половины радиуса микротвердость диска начинает заметно возрастать и вблизи края становится приблизительно в 2 раза выше чем в центре рис. 1б. При удалении от центра диска на дифрактограммах появляются два гало, связанные с образованием аморфной фазы в ходе СПД. На рентгенограммах на фоне диффузных пиков и сильных Pt-пииков возникают слабые, но различимые отражения от новой, интерметаллической фазы  $Al_2Pt$ .

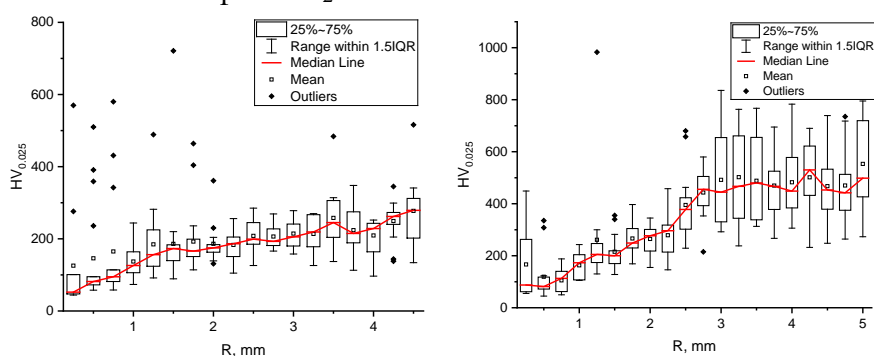


Рис. 1. Изменения микротвердости по радиусу Al-Pt диска, а – СПД при комнатной температуре, б – СПД при температуре жидкого азота

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ (темы «Структура» № 122021000033-2 и «Давление» №122021000032-5).

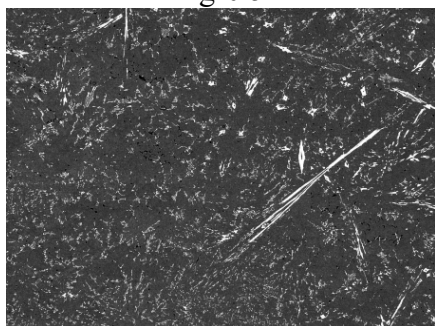
## ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al–Mg–Fe–Co

Кищик А.А., Кищик М.С., Михайловская А.В.

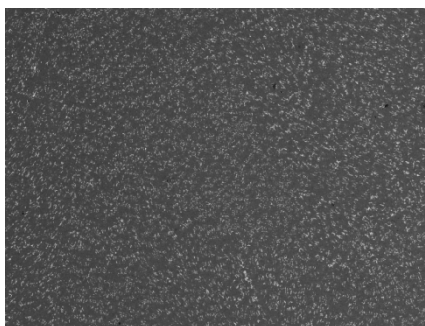
Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия  
[kishchik.aa@misis.ru](mailto:kishchik.aa@misis.ru)

Состав сплавов для исследования выбирали, исходя из идеи создать сплавы с бимодальным распределением частиц по размерам. Учитывая, что наличие крупных частиц эффективно измельчает зерно, возможно введение в сплав эвтектикообразующих элементов для кристаллизации в сплавах мелкодисперсной эвтектики, которая будет фрагментироваться до частиц микронных размеров. В сплавах системы Al–Mg такие частицы образуют переходные металлы, Ni, Fe, Co, Ce, Er и Mn. Были получены сплавы только с эвтектикообразующими элементами Fe и Co, а также легированные дисперсоидообразующими элементами Mn, Cr и Zr. Структура сплавов после литья представлена на рисунке ниже. В сплавах наблюдается алюминиевый твердый раствор и фаза эвтектического типа, которая по литературным данным является фазой  $Al_3Fe_4$ , в которой железо замещается кобальтом. При легировании марганцем эвтектическая фаза огрубляется, так как данный элемент растворяется в фазе  $Al_3(Fe,Mn)_4$ . Введение более 0,5% Mn не целесообразно.

После отжига качественно структура не меняется, однако, эвтектика незначительно сферодизируется и фрагментируется. Объемная доля частиц эвтектического происхождения в сплаве с большим содержанием железа Al–Mg–1Fe–Co равна 5%, а в сплаве Al–Mg–0.5Fe–Co – 4%.



а



б

**Рис. 1.**  
Микроструктура сплавов после литья:  
а) Al–Mg–Fe–Co–0.7Mn;  
б) Al–Mg–Fe–Co–0.4Mn.

Листы исследуемых сплавов, полученные в процессе горячей и холодной прокатки, подвергались рекристаллизационному отжигу при 540 °С в течение 20 мин, для выявления зеренной структуры. Все образцы имеют равномерную мелкозернистую структуру, однако, отметим, что размер зерна в сплавах только с эвтектикообразующими элементами Fe и Co равен от  $9,1 \pm 0,3$  до  $12,4 \pm 0,6$  мкм. При введении в сплавы дополнительно дисперсоидообразующих элементов Mn, Cr и Zr размер зерна уменьшается до  $5,1 \pm 0,2$  мкм. При этом размер зерна в сплавах, которые содержат только дисперсоидообразующие элементы, варьируется от 8 до 13 мкм. Таким образом, создание гетерогенной бимодальной структуры в сплавах системы Al–Mg приводит к измельчению структуры.

*Работа выполнена при государственной поддержке ведущих научных школ (НШ-1752.2022.4) Советом по Грантам Президента Российской Федерации.*

## ОБРАЗОВАНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ ПРИ УГЛОВОЙ ПРОКАТКЕ МАГНИТОСТРИКЦИОННОГО СПЛАВА $(\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17})_{99}\text{V}_1$

Стрижаченко И.Р., Гервасьева И.В., Милютин В.А., Деятериков Д.И.

*Институт физики металлов УрО РАН,  
Екатеринбург, Россия*

В последние годы, в качестве перспективной замены традиционных магнито-стрикционных материалов таких как сплавы Fe–Co, Fe–Al, Fe–Dy–Tb, рассматривается сплав Fe–Ga (до 19 ат.%Ga), который обладает более привлекательным сочетанием стоимости и функциональных свойств [1]. Недостатком его является повышенная хрупкость, поэтому в двойной сплав добавляют различные добавки, повышающие пластичность, например, бор [2]. Для достижения наивысшей магнито-стрикции в поликристаллическом сплаве Fe–Ga необходимо создание кристаллографической текстуры с максимальным содержанием направлений  $\langle 100 \rangle$ . Однако, в ОЦК сплавах довольно сложно создавать такую текстуру. Для этого требуется использование нестандартных подходов и тщательная разработка режимов деформации и рекристаллизации. В данной работе впервые предлагается использовать угловую прокатку сплава Fe–Ga.

Образцы сплава  $(\text{Fe}_{83}\text{Ga}_{17})_{99}\text{V}_1$  после выплавки,ковки и горячей прокатки были подвергнуты холодной прокатке на 70% под разными углами (0, 30, 90°) по отношению к направлению горячей прокатки (ГП), а затем отожжены (900°С, 30 мин в вакууме) для протекания первичной рекристаллизации. В работе с помощью функции распределения ориентаций (ФРО) исследована текстура деформации (XRD метод) и текстура первичной рекристаллизации (EBSD метод).

На рентгеновском дифрактометре Panalytic Empreal были получены три неполные (до 70° наклона) полюсные фигуры {110}, {200} и {112} с деформированных образцов. С использованием программы АТЕХ построены ФРО для образцов, прокатанных под разными углами к направлению горячей прокатки.

Текстура рекристаллизованных образцов исследовалась на сканирующем электронном микроскопе FEI Quanta 200 с использованием EBSD приставки и программы TSL OIM Analysis. На подвергнутых химической полировке рекристаллизованных образцах выделялась одинаковая по площади область при увеличении  $\times 100$  и производилось сканирование с шагом 10 мкм. Фрагменты ориентационных карт EBSD анализировались для получения характеристик структуры и текстуры. Показано, что при прокатке в направлении 90° к направлению ГП, в текстуре рекристаллизации формируется больше зерен с кубической ориентировкой {100}  $\langle uvw \rangle$ , а также более выражена плоскостная компонента {111}, внутри которой преобладает ограниченная ориентировка {111}  $\langle 321 \rangle$ , за счет которой могут расти кубические зерна.

*Работа выполнена в рамках государственного задания, шифр «Магнит» № 122021000034-9 и гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых ученых - кандидатов наук МК-344.2022.4.*

1. И. С. Головин, В. В. Палачева, А. К. Мохамед, А. М. Балагуров, Структура и свойства Fe–Ga-сплавов – перспективных материалов для электроники, Физика Металлов и Металловедение. 121 (2020) 937–980.
2. J.H. Li, X.X. Gao, J. Zhu, X.Q. Bao, T. Xia, M.C. Zhang, Ductility, texture and large magnetostriction of Fe-Ga-based sheets, Scr. Mater. 63 (2010) 246–249.



## НОВЫЙ ВАРИАНТ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливец В.М.

*Институт физики металлов им. М.Н.Михеева УрО РАН,  
Екатеринбург, Россия*  
[gundyrev@imp.uran.ru](mailto:gundyrev@imp.uran.ru),  
[zeldovich@imp.uran.ru](mailto:zeldovich@imp.uran.ru)

В общепринятой феноменологической теории мартенситного превращения (ФТМП) образование кристалла мартенсита в сплавах железа описывается произведением трёх матриц:

$$P_I = B \cdot P \cdot R, \quad (1)$$

где  $P_I$  – общая макроскопическая деформация (деформация формы),  $B$  – деформация решётки (деформация Бейна),  $P$  – деформация при инвариантной решётке (двойникованием или скольжением),  $R$  – поворот [1,2]. Хотя деформация Бейна не соответствует реальному сдвиговому механизму деформации решетки при мартенситном превращении, тем не менее, ФТМП позволяет рассчитать деформацию формы и другие параметры мартенситного превращения

В кристаллографической теории мартенситного превращения (КТМП), предложенной нами [3], образование кристалла мартенсита описывается произведением четырёх матриц:

$$P_I = \Gamma \cdot B_I \cdot P \cdot R_I, \quad (2)$$

где  $P_I$  – деформация формы,  $\Gamma$  – деформация сдвигом по плоскости двойникования в направлении двойникования (аналогично первому сдвигу у Г.В.Курдюмова [4]),  $B_I$  – деформация сжатия-растяжения в трёх взаимно перпендикулярных направлениях: в направлении сдвига, перпендикулярно плоскости сдвига и поперечном направлении,  $P$  – деформация мартенсита при инвариантной решётке (двойникованием или скольжением),  $R_I$  – небольшой релаксационный поворот. Угол релаксационного поворота  $R_I$  много меньше угла поворота  $R$  в формуле (1). Релаксационный поворот – это новая кристаллографическая характеристика мартенситного превращения, которой не было в ФТМП.

КТМП была применена для кристаллографического анализа мартенситного превращения в разных сплавах. Был выполнен расчет кристаллографических характеристик мартенситного превращения (деформации решетки, деформации при инвариантной решетке, деформации формы, инвариантной плоскости, ориентационных соотношений, величины и направления сдвига, угла релаксационного поворота мартенситного кристалла) для сплавов с нетермоупругим [3] и термоупругим мартенситом [5]. Расчёты показали, что величина угла релаксационного поворота ( $\varphi$ ) в сплавах железа с нетермоупругим мартенситным превращением составляет 1.75-1.85 градусов, в сплавах Гейслера с термоупругим мартенситом угол  $\varphi$  равен 0.19-0.36 градусов, в никелиде титана  $\varphi$  равен 1.08 градуса [6]. Как видим, при больших значениях угла  $\varphi$  (более 1.5 градуса) исчезает термоупругость, значит, нарушаются пути обратимого перемещения атомов при обратном мартенситном превращении [4].

Релаксационный поворот кристаллов мартенсита вызывает упругие напряжения, которые приводят к изгибам решетки мартенсита. Изгибы решётки должны приводить к рассеянию текстуры мартенсита. Рассеяние текстуры было измерено на

сплавах  $\text{Ni}_{47}\text{Mn}_{42}\text{In}_{11}$ ,  $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$  и стали 37ХНЗА. Измерения проводили на рефлексах, содержащих отражение только одной ориентировки. Угол рассеяния определяли как полуширину текстурного максимума на половине его высоты. Было получено, что угол рассеяния текстурных максимумов мартенсита равен с точностью до  $\pm 10\%$  углу релаксационного поворота [6,7]. Этот результат важен, так как подтверждает реальность механизма мартенситного превращения, предложенного в КТМП.

*Работа выполнена в рамках государственного задания по темам “Структура” Г.р. № 122021000033-2 и “Давление” Г.р. № 122021000032-5.*

### **Список литературы**

1. Wechsler M.S., Lieberman D.S., Read T.A. On the Theory of the Formation of Martensite // Trans. AIME. 1953. V.197. P. 1503-1515.
2. Физическое металловедение // Под ред. Р.Кана. Вып.2. Фазовые превращения. Металлография. М.: Мир. 1968. 492 с.
3. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливец В.М. Кристаллографический анализ и механизм мартенситного превращения в сплавах железа // ФММ. 2020. Т. 121. № 11. С. 1142–1161.
4. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М. Наука. 1977. 238 с.
5. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Кристаллографический анализ и механизм термоупругого мартенситного превращения в сплавах Гейслера с семислойной структурой мартенсита // ФММ. 2022. Т.123. № 1. С. 27–34.
6. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Релаксационный поворот при мартенситном превращении в сплавах с термоупругим и нетермоупругим мартенситом // ФММ. 2023. Т.124. №4. С.409-414.
7. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливец В.М. Релаксационный поворот при мартенситном превращении и рассеяние текстуры мартенсита // Доклады Российской Академии наук. Физика, Технические науки. 2023. Т. 508. С. 15–18.

## УВЕЛИЧЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИТОВ $ZrB_2-SiC$

<sup>1,2</sup>Мировой Ю.А., <sup>1</sup>Бурлаченко А.Г., <sup>2</sup>Кулагин Н.Д., <sup>2</sup>Мештпаева А.,  
<sup>1</sup>Буякова С.П.

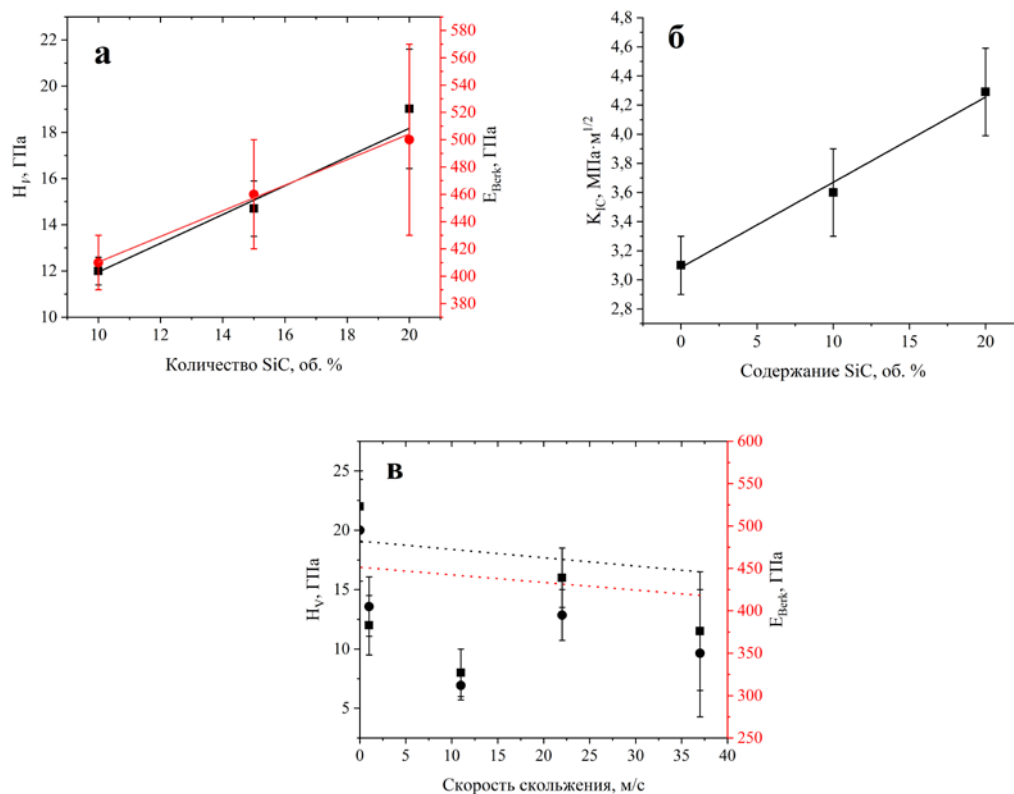
<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения  
Российской академии наук, Томск, Россия*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
Томск, Россия*  
[y.a.mirovoy@ispms.ru](mailto:y.a.mirovoy@ispms.ru)

Разработка керамических композитов с высокой вязкостью разрушения открывает новые возможности для расширения областей использования керамики – в энергетике, машиностроении. Температура плавления большинства керамик существенно выше температуры плавления металлов и сплавов, что ставит их в приоритетное положение в качестве материалов для высокотемпературных приложений. Нивелирование имманентной хрупкости керамических материалов – задача большого числа исследований. К настоящему времени достигнуты весомые результаты в направлении увеличения трещиностойкости керамических материалов. Однако этого недостаточно для применения керамик в ответственных элементах конструкций, узлах машин и механизмов.

Преимущество керамических композитов  $ZrB_2-SiC$  в том, что увеличение их трещиностойкости при нормальных термических условиях обеспечивается торможением трещин на внутренних границах раздела, с повышением температуры, зарождению и распространению трещин, наряду с отклонением трещин на включениях  $SiC$ , продвижению трещин препятствует химико-реакционное взаимодействие между компонентами композита с образованием вязкого боросиликатного стекла. Такие композиты имеют важное значение не только в качестве теплозащитных материалов, но и в узлах интенсивного трибосопряжения.

Для композитов  $ZrB_2-SiC$ , полученных методом спекания под давлением при температуре 1800 °С, справедлива тенденция – увеличение объемного содержания  $SiC$  до 20 об. % приводит к увеличению твердости, модуля упругости и трещиностойкости керамических композитов, рисунок 1. Существенное увеличение твердости и модуля упругости композита  $ZrB_2-SiC$  при добавлении включений карбида кремния в матрицу диборида циркония более 15 об. % достигается за счёт ингибирования зерна диборида циркония при спекании. Так, в работах [1 – 5] показано, что температура консолидации композита методом горячего прессования выше 1700 °С инициирует жидкофазное спекание и интенсивную пластическую деформацию частиц карбида кремния в объеме прессуемых образцов  $ZrB_2-SiC$ . Для представленных измерений твердости и модуля упругости вдоль изношенной поверхности скольжения композита  $ZrB_2-SiC$  по стальному контр-телу на рисунке 1 в, наблюдается уменьшение значений твердости и модуля упругости относительно исходного состояния при скорости скольжения 1 м/с. Однако, при испытании в условиях трибосопряжения со скоростями скольжения выше 1 м/с, показатели твердости и модуля упругости колеблются в области средних значений.



**Рис. 1.** Влияние объемного содержания включений SiC в матрице композита  $ZrB_2$ —SiC на (а) твердость и модуль упругости, (б) трещиностойкость, (в) 20 об. % включений SiC на твердость и модуль упругости при разных скоростях скольжения композита  $ZrB_2$ —SiC

Установлено, что высокая трещиностойкость керамических композитов  $ZrB_2$ —SiC в условиях высоких температур в кислородосодержащей атмосфере обусловлена комбинацией двух механизмов, препятствующих развитию трещин, – торможение на включениях SiC и химико-реакционное взаимодействие компонентов композита с образованием боросиликатного стекла.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0009.*

1. Asl M.S., Kakroudi M.G. Characterization of hot-pressed graphene reinforced  $ZrB_2$ —SiC composite // Mater. Sci. Eng. A. – 2015. – Vol. 625. – P. 385-392. – DOI:10.1016/j.msea.2014.12.028.
2. Guo S.Q. Densification of  $ZrB_2$ -based composites and their mechanical and physical properties: a review // J. Eur. Ceram. Soc. – 2009. – Vol. 29. – № 6. – P. 995-1011 – DOI:10.1016/j.jeurceramsoc.2008.11.008.
3. Influence of graphite nano-flakes on densification and mechanical properties of hot-pressed  $ZrB_2$ —SiC composite / M.S. Asl, M.G. Kakroudi, R.A. Kondolaji, H. Nasiri // Ceram. Int. – 2015. – Vol. 41. – № 4. – P. 5843-5851 – DOI:10.1016/j.ceramint.2015.01.014.
4. Taguchi analysis on the effect of hot pressing parameters on density and hardness of zirconium diboride / M. S. Asl, M. G. Kakroudi, B. Nayebi, H. Nasiri // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. – 2015. – Vol. 50. – P. 313-320 – DOI:10.1016/j.ijrmhm.2014.09.006.
5. Monteverde F. Beneficial effects of an ultra-fine  $\alpha$ -SiC incorporation on the sinterability and mechanical properties of  $ZrB_2$  / F. Monteverde // Applied Physics A. – 2006. – Vol. 82. – № 2. – P. 329-337 – DOI:10.1007/s00339-005-3327-9.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ УПРУГО-ХРУПКОГО МАТЕРИАЛА ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Куликов А.С., Юмашев М.В.

МГУ им. М. В. Ломоносова, Москва, Россия,  
[mail4andrey.kulikov@gmail.com](mailto:mail4andrey.kulikov@gmail.com)

Объектом исследования данной работы являются механизмы разрушения упруго-хрупких материалов. Для таких материалов характерно откольное разрушение под действием растягивающих напряжений при малых пластических деформациях. Критические напряжения, в частности, могут возникнуть при ударном нагружении материала после отражения волны сжатия от свободной поверхности. Целью данной работы является изучение зависимости величины накапливаемых повреждений материала от времени и приложенной нагрузки. Для учёта повреждаемости образца и эволюции его внутренней структуры в процессе деформирования используется микроструктурная модель, вдохновлённая работами Р. В. Гольдштейна [1-2] по дискретно-континуальному моделированию при помощи стречневых систем, представляющих собой модель материала на уровне промежуточного масштаба. Сечение единичной толщины образца, один из пространственных размеров которого много больше двух других, моделируется набором узлов конечной массы, связанных друг с другом потенциальными взаимодействиями (Рис. 1). При достижении критических растяжений связь между узлами разрывается. Параметры микроструктуры рассчитываются из макропараметров материала. В первом приближении, когда сила взаимодействия между узлами зависит линейно от расстояния между ними, коэффициенты пропорциональности  $k_1$  и  $k_2$  (Рис. 1) в этой зависимости могут быть получены как функции модуля Юнга и коэффициента Пуассона материала, угол  $\phi$  (Рис. 1), задающий геометрию структуры может быть выбран из соответствия модельных скоростей распространения продольных и поперечных возмущений в материале реальным. Ударное нагружение моделируется соударением двух образцов и разрешением условия контактной поверхности на границе:  $x_B = x_C, v_B = v_C$  (Рис. 2) [3].

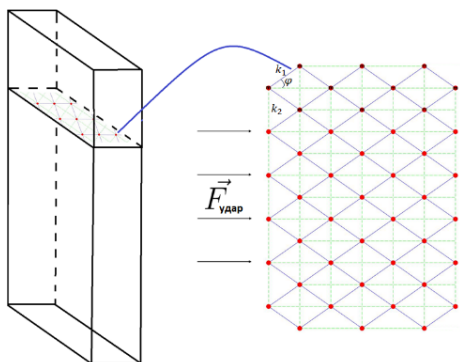


Рис 1. Сечение образца как микроструктура

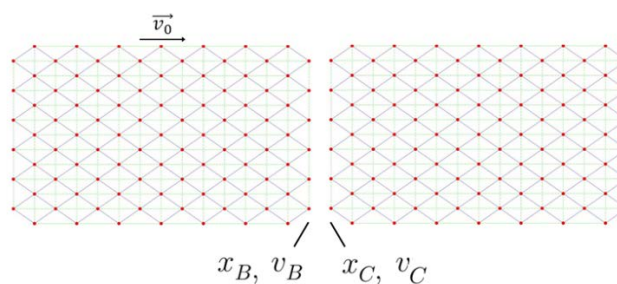
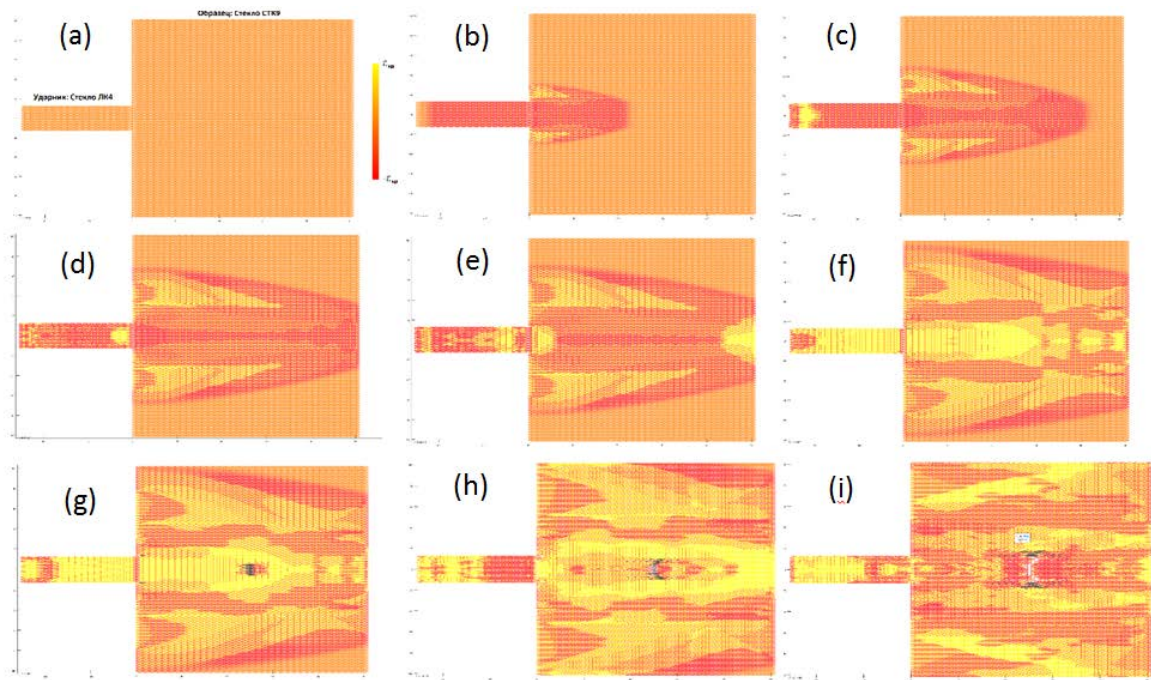


Рис 2. Ударное нагружение

При известных параметрах микроструктуры и заданном нагружении для каждого узла записывается II закон Ньютона, и полученная задача Коши может быть решена численно. В данной работе для этого используется метод Дормана-Принса [4].

В ходе численного моделирования удалось проследить эволюцию напряжённо-деформированного состояния в ходе нагружения, проверить адекватность волновых взаимодействий и исследовать зарождение повреждений (рис 3).



**Рис 3.** (a-i): Эволюция деформированного состояния образца из стекла СТК9 при соударении с ударником из стекла ЛК 4. Цвет связей между узлами окрашен в соответствии со шкалой (a). Чёрным (g) подсвечиваются только разорвавшиеся связи

В результате серии численных экспериментов была получена зависимость параметра повреждаемости материала, равного отношению числа разорвавшихся связей к исходному, от времени и приложенной нагрузки. Однако, наличие помимо разрывов, возникших под действием растягивающих напряжений, локализованных перпендикулярно направлению нагружения (Рис 3 (g)), разрывов, локализованных параллельно направлению нагружения (Рис 3 (h-i)), позволило предположить, а после и подтвердить возникновение и влияние касательных напряжений на дальнейшее повреждение материала после возникновения откольной микротрещины. Последнее указывает на необходимость дальнейшего уточнения критериев разрушения микроструктуры.

### Список литературы

1. Гольдштейн Р. В., Ченцов А. В., Дискретно-континуальная модель нанотрубки, - М.: Известия Российской Академии Наук, №4, с.57-74, 2005
2. Ченцов А. В. Разработка дискретно-континуальных моделей деформирования и разрушения наноматериалов, - Диссертация на соискание учёной степени, ВАК РФ 01.02.04, 2008
3. Киселёв А. Б., Рыбакин Б.П. Численное исследование откольного разрушения при взрывном и ударном нагружении - Кишинёв.: Ин-т мат. ВЦАН МССР, 1989
3. Хайрер Э., Нёрсетт С., Ваннер Г. Решение обыкновенных дифференциальных уравнений. Нежёсткие задачи: Пер. с англ. - М.: Мир, 1990
4. Работнов Ю.Н., Вопросы прочности материалов и конструкций. М.: Наука, 1959. С. 5-7

## КАТАЛИЗ ПРОТОННОГО РАСПАДА ЖЕЛЕЗА КАК ОСНОВА РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА УШЕРЕНКО В СТАЛЯХ

<sup>1,2</sup>Кащенко М.П., <sup>1</sup>Кащенко Н.М.

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия,

<sup>2</sup>Уральский государственный лесотехнический университет,

Екатеринбург, Россия,

[mpk46@mail.ru](mailto:mpk46@mail.ru)

Известно [1], что при наличии потока частиц с размерами  $d \sim (1-100)$  мкм и скоростями порядка  $10^3$  м/с эффект Ушеренко проявляется в сверхглубоком проникновении небольшой доли частиц ( $\sim 1\%$ ) в преграды (обычно металлические). При этом глубина проникновения  $h \sim (10^2-10^4) d$  по порядку величины превышает глубину проникновения частиц  $h_0$  в отсутствие потока ( $h_0 \sim 10 d$ ). Согласно [2], в «нитевидных» каналах, образующихся вслед за проникающими частицами, наблюдается образование химических элементов, отсутствовавших в составе материалов частицы и преграды. Так, например, при прошивке латуни частицами свинца наблюдался синтез церия и лантана. Здесь же основное внимание уделяется результатам обработки сталей потоками частиц свинца и карбида кремния, когда наблюдалось значительное (до 45%) обогащение каналов проникновения атомами с массовым числом 55. В [2] при выборе между Mn-55, и изотопом Fe-55 (период полураспада  $\approx 2.76$  года) предпочтение отдавалось изотопу железа. Правда, использование исходного химического состава преграды, содержащего преимущественно железо и практически не содержащего марганца (порядка 0.1%), в качестве аргумента для выбора Fe-55 не выглядит убедительным. Принципиально важен вывод о значительном превышении (не менее, чем на три порядка) выделяемой при реализации эффекта энергии, над начальной энергией частиц. Это указывает на наличие дополнительного внутреннего источника энергии, который в [2] предположительно связывается с термоядерными реакциями синтеза.

В докладе предлагается интерпретация части наблюдавшихся явлений на основе низкотемпературных ядерных реакций, катализируемых КК-активаторами, представляющими собой кольцевые орбиты с компактными массивными электронными ( $ee$ ) - парами [3]. Спины в ( $ee$ ) – парах противоположны, а притяжение электронов обусловлено контактным взаимодействием [4], доминирующим на масштабах ( $10^{-14}$ - $10^{-15}$ ) м. Пара вращается вокруг общего центра инерции, имеет момент импульса  $\hbar$  и связанный с ним магнитный момент  $\mu$ . Заметим, что для сближения до адронных масштабов, как показано в [3, 5], достаточно сравнительно небольшой кинетической энергии относительного движения электронов (порядка 10 эВ). Подчеркнем, что в пользу существования ( $ee$ ) – пар как реальных физических объектов свидетельствуют эксперименты [6].

Предполагается, что бомбардировка стали потоком частиц сопровождается возрастанием количества ( $ee$ ) - пар, а при достаточном количестве ( $ee$ ) - пар формируются КК- активаторы. Подчеркнем, что КК - активатор, находящийся в межъядерной области, способен катализировать как процессы синтеза, так и распада ядер. В частности, протонный распад основного изотопа Fe-56 ведет к появлению Mn -55. Скорее всего, после обработки потоком частиц в стали появляется именно изотоп Mn-55, а не Fe-55. Заметим, что протонный распад могут стимулировать и ( $ee$ ) – пары в оболочке атома (на глубоких орбиталях).

Сверхглубокое проникновение в сталь должно быть естественным для частицы, к поверхности хвостовой части которой примыкает активный слой с КК-активаторами. Протоны от распадающегося железа, попадая на частицу, передают ей энергию и импульс, способствуя, наряду с перепадом давления, поступательному движению частицы. Важно, что одновременно частица получает и избыточный положительный заряд. Наличие заряда ведет к локальному разупрочнению стали как перед движущейся частицей, так и на ее боковой поверхности. В результате, частица движется, окруженная специфической оболочкой. Представляется естественной пополнение активного слоя атомами железа из оболочки, в объеме которой часть атомов железа из фронтальной зоны перемещается в активный слой.

Поскольку возникающие атомы марганца имеют больший объем, чем атомы железа, образование марганца способствует закрытию канала за движущейся частицей.

Таким образом, движение частицы подобно движению необычной «ракеты», перемещающейся благодаря энергии, поступающей от «горения» внешней среды, причем «ракета» участвует в организации поступления топлива (изотопа Fe – 56).

По мнению авторов, в число значимых объектов фундаментального материаловедения целесообразно включить массивные электронные пары.

### Список литературы

1. Ушеренко С.М. Сверхглубокое проникание частиц в преграды и создание композиционных материалов / С.М. Ушеренко. Минск: НИИ импульсных процессов, 1998. 210 с. 2.
2. Марукович Е. И., Ю. С. Ушеренко, С. М. Ушеренко Динамическая модификация металлов / под общ. ред. Е. И. Маруковича ; Национальная академия наук Беларуси, Институт технологии металлов. Минск : Беларуская навука, 2021. 153 с.
3. Кащенко М.П., Кащенко Н.М. Низкотемпературный ядерный синтез: введение в проблему и ее концептуальное решение. Екатеринбург: УГЛТУ; 2022. 180 с.
4. Santilli R.M. Foundations of Hadronic Chemistry. With Applications to New Clean Energies and Fuels. Boston-Dordrecht-London: Kluwer Academic Publishers; 2001. 554 p .
5. Кащенко М.П., Кащенко Н.М. Роль электронной составляющей тока в образовании квазимолекулярного состояния, ведущего к синтезу ядер. Письма о материалах 2020; 10(3): 266–271.
6. Кащенко М.П., Коваленко М.А., Печорский В.И., Купряжкин А.И., Кащенко Н.М. Регистрация атомов титана с повышенной массой как следствие захвата массивных электронных пар. В кн.: Пархомов А.Г., редактор. Материалы 27 Российской конференции «Проблемы холодной трансмутации ядер химических элементов и шаровой молнии». (3-7 октября 2022 года), г. Москва. Москва: ИН-ЛИС; 2023. С. 159-165.



# ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Mg

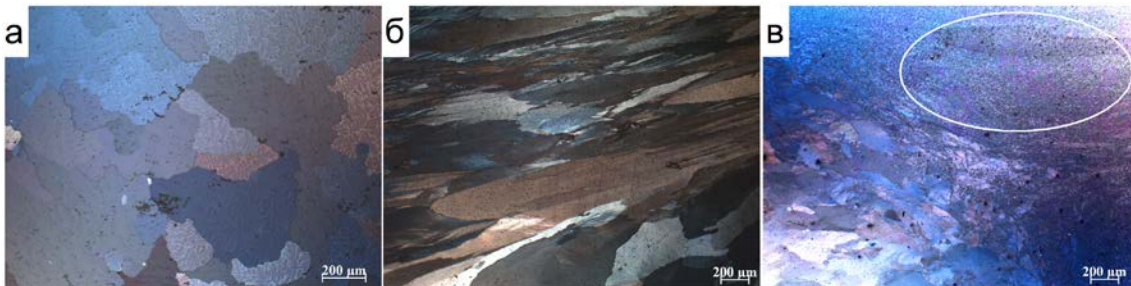
Кищик А.А., Яковцева О.А., Постникова М.Н.

Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия

[kishchik.aa@misis.ru](mailto:kishchik.aa@misis.ru)

Алюминиевые сплавы широко используются в промышленном производстве для изделий городской инфраструктуры благодаря сочетанию высокой удельной прочности и коррозионной стойкости. Для хороших сверхпластичных свойств требуется мелкозернистая структура и подвижные границы зерен под большим углом. Обработка трением с перемешиванием (ОТП) - это подход твердофазной обработки для получения ультрамелкозернистой структуры, основанный на принципах сварки трением с перемешиванием, который относительно распространен в мировой промышленности. При обработке трением с перемешиванием накапливается сильная пластическая деформация, в зоне обработки возникают термические воздействия, что приводит к образованию мелких или ультрадисперсных рекристаллизованных зерен. В данной работе был исследован сплав Al-Mg-Mn-Cr с целью изучения влияния ОТП на формирование микроструктуры.

Сплав был получен литьем в медную водоохлаждаемую изложницу размером 15×120×120 мм. После литья проведен двухступенчатый гомогенизационный отжиг для устранения дендритной ликвации и полного распада пересыщенного твердого раствора с целью выделения дисперсоидов. Гомогенизированные слитки подверглись первоначально горячей прокатке и после поверхность слитков была обработана трением с перемешиванием. Микроструктура сплава на разных этапах технологической цепочки представлена на рисунке 1.



**Рис.1.** Микроструктуры сплава: в литом состоянии (а), после горячей прокатки (б) и после ОТП (в)

Морфология зерен после литья характеризовалась дендритной структурой (рис. 1а) со средним размером зерна  $150\pm 30$  мкм. До обработки трением с перемешиванием микроструктура горячекатаного сплава (основного металла) была нерекристаллизованной и характеризовалась крупными удлиненными зернами в диапазоне 20-300 мкм (рис.1б). После ОТП размер зерна значительно уменьшился. Зона перемешивания (рис.1в, выделенная зона) имела мелкозернистую однородную структуру со средним размером зерна  $4,0\pm 0,3$  мкм.

Исследование выполнено за счёт гранта РНФ №22-79-00215, <https://rscf.ru/project/22-79-00215/>.

# ВЛИЯНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ФОРМОВОЧНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА СОСТАВ И СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА Mg-REE СПЛАВАХ

Полунин А.В., Полунина А.О., Боргардт Е.Д., Шафеев М.Р., Денисова А.Г.,  
Глухов П.А., Кацман А.В., Криштал М.М.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,*  
[anpol86@gmail.com](mailto:anpol86@gmail.com)

Обеспечение требуемых поверхностных свойств магниевых сплавов является одной из актуальных задач материаловедения и технологий материалов. Эффективным решением является формирование различных покрытий на поверхности Mg-сплавов [1]. Плазменно-электролитическое (микродуговое) оксидирование (ПЭО или МДО) – технология формирования защитных оксидных «покрытий» (слоев) на магниевых сплавах, обеспечивающих защиту от коррозии и износа [2]. Однако процесс ПЭО отработан, преимущественно, для сплавов систем Mg–Al–X и Mg–Zn–Zr и относительно слабо изучен применительно к Mg-сплавам с редкоземельными элементами (REE).

Целью данной работы была отработка процесса ПЭО и выявление особенностей формирования оксидных слоев на Mg-REE сплавах Mg<sub>97</sub>Y<sub>2</sub>Zn<sub>1</sub> с упрочняющей LPSO-фазой и MLI10 с дисперсным упрочнением при различных характеристиках импульсов формовочного тока.

ПЭО проводили в симметричном анодно-катодном режиме на частоте  $f = 250$  Гц при плотности тока  $j = 10$  А/дм<sup>2</sup> (RMS) в течение 15 минут в электролите, содержащем 1 г/л KOH; 10 г/л Na<sub>4</sub>P<sub>2</sub>O<sub>7</sub>·10H<sub>2</sub>O; 10 г/л NaF; 15 г/л NaAlO<sub>2</sub>. Варьировали в эксперименте коэффициент заполнения импульса Duty cycle (DC – 20%, 35%, 50%, 65% и 80%) и соотношение токов (RMS) в катодном и анодном полупериодах импульса Current ratio (CR – 0,1; 0,3; 0,5; 0,75 и 1,0).

Исследовали структуру, состав (элементный и фазовый), механические (твёрдость, адгезионную прочность) и антикоррозионные свойства оксидных слоев методами SEM, CLSM, EDX, XRF, XRD, PDP, EIS и инструментального индентирования.

Установлено, что повышение CR приводит к усилению массообмена между формирующимся оксидным слоем и электролитом, в результате чего доля Al в покрытии возрастает с ~16 до 21 масс.%, а P – снижается с ~5 до 3 масс.% . При этом DC слабо влияет на активность «встраивания» алюминат- и фосфат-ионов в оксидный слой, но сильно влияет на «активность» фторид-ионов – с ростом DC с 20 до 80% содержание F возрастает в слое до ~3 раз (с ~1,5 до 4 масс.%). Доминирующей фазой оксидных слоев является оксид магния. При этом с ростом CR наблюдается рост доли MgO в слое – с 55–65 масс. % при CR=0,1–0,3 до 75–80 масс. % при CR=0,75–1,0. Выявлена тенденция незначительного (на 3–5 масс. %) снижения доли MgO в слое при повышении коэффициента заполнения импульса DC с 20% до 80%. Увеличение доли MgO с ростом CR сопровождается практически линейным снижением доли MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> в слое при аналогичных параметрах формовочного импульса, т.е. имеет место замещения алюмината магния оксидом магния в слое.

Все полученные оксидные слои имеют нанокристаллическое строение с размерами кристаллитов фаз MgO и MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> в диапазоне 15–40 нм и 15–60 нм (по Вильямсону-Холлу) соответственно, а уровни остаточных микронапряжений II рода (микрдеформаций по Стоксу-Вильсону) составляет 0,3–1,0 % для кристаллитов

MgO и 0,4–0,9 % для кристаллитов MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, и не зависят от характеристик формовочных импульсов.

Не обнаружено однозначных корреляций микроструктуры (размера кристаллитов и остаточных микронапряжений) и количественного фазового состава оксидных слоев с их макросвойствами: микротвердость HV<sub>0,01</sub> оксидных слоев имеет разброс средних значений от 450 до 700 МПа и не коррелирует с содержанием основной фазы MgO или «вторичной» фазы MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, а также степенью кристалличности (долей аморфной фазы) в слое. Адгезионная прочность также не коррелирует с параметрами микроструктуры оксидных слоев, но имеются некоторые корреляции с количественным фазовым составом. В частности, наибольшую удельную критическую нагрузку продира F<sub>c</sub>=1–1,1 Н/мкм демонстрируют оксидные слои с наибольшей долей оксида магния в слое (75–80 масс. %) для сплава МЛ10. Для LPSO-сплава подобных корреляций не выявлено.

Выявлена связь сквозной пористости оксидных слоев с их антикоррозионными свойствами: наблюдается практически линейное увеличение плотностей токов коррозии (на порядок) и снижение модуля импеданса (на порядок) при росте сквозной пористости с 0,05–0,1% до 1% и выше. При этом антикоррозионные свойства оксидных слоев не коррелируют с содержанием какой-либо из фаз, в том числе и растворимой фазы MgO, а также степенью кристалличности.

Обнаружено, что механизм упрочнения магниевого сплава (дисперсный у МЛ10 или на основе LPSO-структуры у Mg<sub>97</sub>Y<sub>2</sub>Zn<sub>1</sub>) оказывает существенное влияние на защитные свойства оксидных слоев: для LPSO-сплава наблюдаются многочисленные участки нарушения сплошности барьерного слоя на границе раздела «магниевый сплав – оксидный слой» в результате неполного окисления LPSO-фазы в местах ее выхода на поверхность сплава. Как следствие, снижается модуль импеданса в 1,5–2,5 раза: с 4–9 МОм\*см<sup>2</sup> у оксидного слоя на МЛ10 до 2–4 МОм\*см<sup>2</sup> у оксидного слоя на Mg<sub>97</sub>Y<sub>2</sub>Zn<sub>1</sub>. Плотности токов коррозии при этом также возрастают в 2–3 раза – с 20–80 нА/см<sup>2</sup> у слоя на МЛ10 до 60–200 нА/см<sup>2</sup> для слоя на Mg<sub>97</sub>Y<sub>2</sub>Zn<sub>1</sub>. Тем не менее, оксидные слои на обоих сплавах остаются эффективным средством барьерной антикоррозионной защиты, снижая плотность токов коррозии до ~4 порядков по сравнению с неоксидированными сплавами и до ~3 порядков повышая модуль импеданса.

Таким образом, установлено, что тип упрочняющей фазы и ее морфология оказывают существенное влияние на защитные свойства формируемого ПЭО оксидного слоя, поэтому невозможен прямой трансфер технологических режимов ПЭО одной группы Mg-сплавов на другие. Для каждой из групп Mg-сплавов необходима технологическая оптимизация режимов ПЭО с учетом структуры и состава оксидируемого сплава.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-79-10262) и МОН РФ (Госзадание, проект № FEMR-2023-0003).*

#### **Список литературы**

1. V. S. Saji et al. Conversion Coatings for Magnesium and its Alloys // Springer Cham. 2022. – 575 p. –ISBN 978-3-030-89975-2.
2. S. Sikdar et al. Plasma electrolytic oxidation (PEO) process—processing, properties, and applications // Nanomaterials. 2021. Vol. 11. P. 1375.

## СИНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ ОКСИДИРОВАНИИ Al-Si СПЛАВА В ЭЛЕКТРОЛИТАХ С ДВУХКОМПОНЕНТНОЙ ДИСПЕРСНОЙ ФАЗОЙ

Полунин А.В., Полунина А.О., Боргардт Е.Д., Шафеев М.Р., Денисова А.Г., Глухов П.А., Кацман А.В., Криштал М.М.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
[anpol86@gmail.com](mailto:anpol86@gmail.com)*

Алюминиевые сплавы являются одними из важнейших конструкционных материалов, сочетающих в себе хорошие удельную мгновенную и усталостную прочность, однако обладают невысокими коррозионной стойкостью и износостойкостью [1]. Эти недостатки успешно преодолеваются с помощью технологий нанесения защитных покрытий, одной из многообещающих и динамично развивающихся среди которых является плазменно-электролитическое (микродуговое) оксидирование (ПЭО или МДО) [2]. Однако ПЭО промышленных силуминов (Al-Si сплавов) имеет ряд недостатков и ограничений, преодолеть которые помогает введение в электролит наноразмерных частиц различных веществ [3].

Целью данной работы было выявление и изучение закономерностей возникновения и эволюции синергетических эффектов при ПЭО Al-Si сплава АК12оч в электролите с введенными наночастицами (НЧ) двух нерастворимых веществ (дисперсной фазы) в различных концентрациях и долевых соотношениях.

ПЭО образцов из сплава АК12оч выполняли в водном растворе 0,8 г/л КОН, 2,5 г/л  $\text{Na}_4\text{P}_2\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$  и 5 г/л  $\text{NaAlO}_2$  (базовый электролит) при частоте формовочных импульсов 200 Гц, плотности тока  $27 \pm 1$  А/дм<sup>2</sup>, соотношении токов в полупериодах  $\text{CR}=1,0$ ; коэффициенте заполнения импульса  $\text{DC}=65\%$  в течение 120 минут. В базовый электролит добавляли наночастицы в виде композиций ( $\text{Y}_2\text{O}_3+\text{WC}$ ), ( $\text{Y}_2\text{O}_3+\text{SiO}_2$ ) и ( $\text{Y}_2\text{O}_3+\text{ZrO}_2$ ) в суммарных концентрациях 1, 2 и 3 г/л при различном долевом соотношении компонентов в смеси – 0, 20, 40, 60, 80 и 100 масс. % наночастиц каждого типа (доля второго компонента смеси изменяется в противофазе). Исследовали динамику роста оксидных слоев, структуру, элементный (химический) и фазовый состав, твердость, износостойкость и антикоррозионные свойства оксидных слоев.

Вводимые в электролит НЧ  $\text{SiO}_2$  проявляют смешанный механизм участия в формировании оксидного слоя: часть частиц фиксируется в слое в исходном (рентгеноаморфном) состоянии, а часть – вступает в химические реакции с образованием фазы  $\text{Al}_6\text{Si}_2\text{O}_{13}$  (муллит), причем ее содержание увеличивается пропорционально доле наночастиц  $\text{SiO}_2$  в композиции и суммарной концентрации композиции наночастиц в электролите. НЧ  $\text{Y}_2\text{O}_3$  и  $\text{WC}$  внедряются в оксидный слой по инертному механизму, т.е. с сохранением исходного структурно-фазового состояния – не претерпевают рекристаллизации и не вступают в химические реакции с образованием новых фаз слоя. НЧ  $\text{ZrO}_2$  внедряются в оксидный слой по смешанному рекристаллизационному механизму – часть НЧ остается в слое в исходном состоянии (моноклинной фазе), а другая часть – претерпевает рекристаллизацию до тетрагональной фазы  $\text{ZrO}_2$ .

Введение в электролит композиций наночастиц повышает скорости формирования и достигаемую толщину оксидных слоев на 15–100% по сравнению с ПЭО в базовом электролите. При этом доля привнесенных из электролита фаз веществ для наночастиц  $\text{Y}_2\text{O}_3$ ,  $\text{ZrO}_2$  и  $\text{WC}$  составляет от 0,1 до 3 масс.% и несопоставима с природой толщин оксидных слоев, что однозначно свидетельствует о влиянии наноча-

стиц на характеристики микродуговых разрядов и глубину (объем) проплавления и окисления подложки.

Для базового оксидного слоя зафиксированы средняя плотность тока коррозии  $\sim 20$  нА/см<sup>2</sup> и приведенный массовый износ  $\sim 160$  нг/(Н\*м). У оксидных слоев, полученных при введении в электролит композиций наночастиц, достигнуты значения плотности тока коррозии  $\sim 0,3-0,5$  нА/см<sup>2</sup> и величины износа  $\sim 50-70$  нг/(Н\*м). Наибольший положительный эффект, в том числе и синергетический, по улучшению износостойкости достигается в случае применения модифицирующей композиции  $Y_2O_3+SiO_2$  (2 и 3 г/л, 40%/60%) – наблюдается снижение износа в  $\sim 3$  раза.

Применение композиций наночастиц в качестве модификаторов позволяет повысить антикоррозионные свойства оксидных слоев до 2х порядков по сравнению с базовым оксидным слоем. Синергетический эффект оказывают композиции  $Y_2O_3+SiO_2$  и  $Y_2O_3+ZrO_2$  в концентрациях 2–3 г/л: достигаемые величины плотностей токов коррозий и сопротивлений переносу заряда составляют  $\sim 0,3-0,5$  нА/см<sup>2</sup> и  $\sim 30-130$  МОм\*см<sup>2</sup> против  $\sim 20$  нА/см<sup>2</sup> и  $\sim 5$  МОм\*см<sup>2</sup> у базового оксидного слоя, причем снижается коэффициент вариации указанных характеристик до  $\sim 5$  раз, что говорит о повышении однородности свойств оксидных слоев.

При этом обнаружено, что для нанокристаллических оксидных слоев не наблюдается корреляций их состава и структуры с механическими и антикоррозионными свойствами: не выявлено явных взаимосвязей количественного фазового состава, степени кристалличности, пористости с микротвердостью, износостойкостью и антикоррозионными свойствами. Также установлено, что основную роль в обеспечении антикоррозионных свойств оксидных слоев играет барьерный слой на границе раздела «сплав – оксидный слой», качество и характеристики которого повышаются при инертном внедрении наночастиц. Это позволяет говорить о механизме «механической барьерной» защиты сплава оксидным слоем наряду с уплотнением самого барьерного слоя в результате внедрения различных НЧ и изменения характеристик микродуговых разрядов.

Таким образом, можно заключить, что применение композиций наночастиц в качестве добавки в электролит при ПЭО Al-Si сплавов приводит к улучшению комплекса защитных свойств, причем синергетическому улучшению, что позволяет говорить о перспективности данного подхода и его высоком потенциале.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 21-19-00656).*

### **Список литературы**

1. T. P. Schuman. Protective Coatings for Aluminum Alloys // Handbook of Environmental Degradation of Materials (Third Edition). 2018. Chapter 20. P. 423-448.
2. S. Sikdar et al. Plasma electrolytic oxidation (PEO) process—processing, properties, and applications // Nanomaterials. 2021. Vol. 11. P. 1375.
3. M. M. Krishtal et al. Effects of silica nanoparticles addition on formation of oxide layers on Al-Si alloy by plasma electrolytic oxidation: The origin of stishovite under ambient conditions // Surf. Coat. Tech. 2022. Vol. 441. P. 128556.

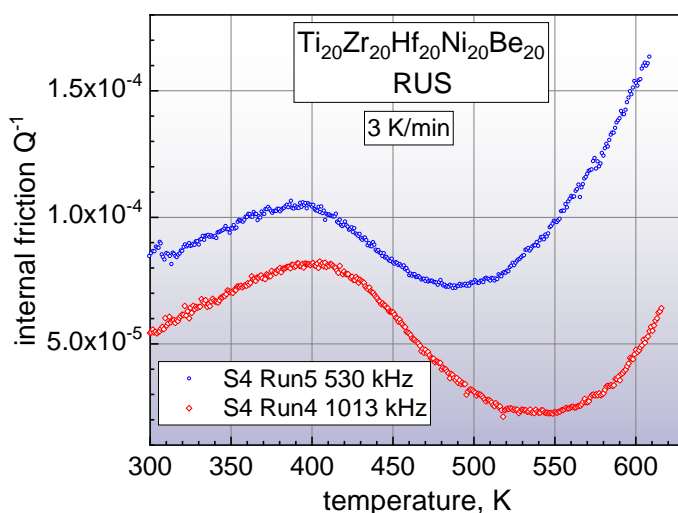
# БЫСТРАЯ РЕЛАКСАЦИЯ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ НА ВЫСОКИХ ЧАСТОТАХ

Афонин Г.В.<sup>1</sup>, Макаров А.С.<sup>1</sup>, Кобелев Н.П.<sup>2</sup>, Хоник В.А.<sup>1</sup>.

<sup>1</sup>Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия,  
[v.a.khonik@yandex.ru](mailto:v.a.khonik@yandex.ru)

<sup>2</sup>Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

В литературе описаны единичные измерения упругих модулей и внутреннего трения металлических стекол (МС) на высоких частотах. Для высокоэнтропийных МС такие эксперименты не проводились, хотя они могут прояснить вопрос о роли высокоэнтропийного состояния в формировании физических свойств МС, а также дать информацию о механизмах релаксационных явлений. С учетом этого нами были проведены измерения модуля сдвига  $G$  и внутреннего трения  $Q^{-1}$  высокоэнтропийного МС  $\text{Ti}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Hf}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Be}_{20}$  методом ультразвуковой резонансной спектроскопии. Если температурные зависимости  $G$  не имеют выраженных особенностей ниже температуры стеклования (т.е. при  $T < T_g \approx 620$  К), то измерения  $Q^{-1}$  показывают наличие пика при относительно низких температурах, вблизи 400 К (см. рис.1). Измерения в диапазоне частот  $520 \leq f \leq 1580$  кГц показали его смещение в сторону высоких температур с ростом  $f$ , а перестроение данных в координатах  $\ln f - T^{-1}$  позволило определить энтропию активации и предэкспоненциальный множитель, оказавшиеся равными  $H = 0.55$  эВ и  $\tau_0 = 3 \times 10^{-14}$  с, соответственно. Время релаксации при этом очень мало,  $\tau = 3 \times 10^{-7}$  с. Сдвиговая вязкость, соответствующая пику  $Q^{-1}$ , так же крайне низка,  $\approx 10^4$  Па·с. Эти результаты показывают, что наблюдаемый пик  $Q^{-1}$  отражает «быструю» релаксацию в жидкоподобных областях структуры, как предполагалось ранее в работе [1] на основе низкочастотных измерений.



**Рис.1.** Температурные зависимости внутреннего трения высокоэнтропийного МС, измеренные на указанных частотах. Виден ярко выраженный низкотемпературный релаксационный пик внутреннего трения в области 400 К.

Работа поддержана грантом Российского научного фонда №23-12-00162.

1. Chang C., Zhang H.P., Zhao R., Li F.C., Luo P., Li M. Z., Bai H.Y. Liquid-like atoms in dense-packed solid glasses // Nature Mater. – 2022. – V. 211. – P. 1240–1245.

# КРИТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ФЛУКТУАЦИОННОЙ ТЕПЛОЕМКОСТИ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ СТЕКЛОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Кончаков Р.А.<sup>1</sup>, Макаров А.С.<sup>1</sup>, Афонин Г.В.<sup>1</sup>, Qiao J.C.<sup>2</sup>,  
Васин М.Г.<sup>3</sup>, Кобелев Н.П.<sup>4</sup>, Хоник В.А.<sup>1</sup>.

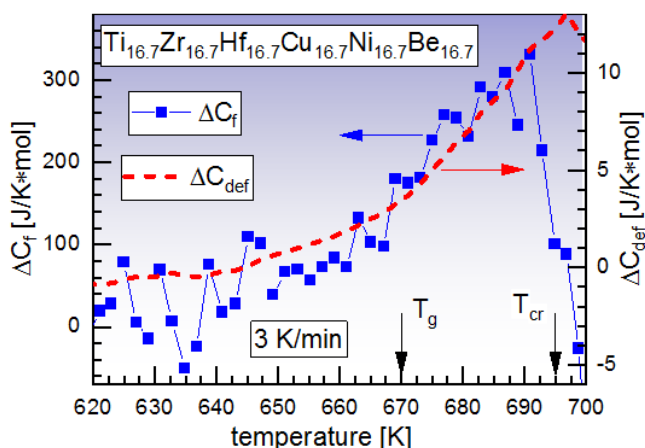
<sup>1</sup>Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия,  
[v.a.khonik@yandex.ru](mailto:v.a.khonik@yandex.ru)

<sup>2</sup>Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China

<sup>3</sup>Институт физики высоких давлений РАН, Троицк, Россия,

<sup>4</sup>Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

Выполнены измерения высокочастотного модуля сдвига семи обычных (на основе 1-2 компонентов) и высокоэнтропийных (величина энтропии смешения превышает  $1.5R$ , где  $R$  – универсальная газовая постоянная) металлических стекол (МС) в широком интервале температур вплоть до температуры начала кристаллизации. На основе этих данных и общих термодинамических соотношений введена и вычислена «флуктуационная теплоемкость  $\Delta C_f$ , определяемая локальными структурными флуктуациями в «дефектных» областях структуры. Показано, что температурная зависимость  $\Delta C_f$  для всех МС имеет большой пик слегка ниже или выше калориметрической температуры стеклования  $T_g$ , но заметно ниже температуры начала кристаллизации. Форма этого пика напоминает специфический  $\lambda$ -пик, характерный для фазовых переходов порядок-беспорядок (см. рис.1 в качестве примера). Предполагается, что этот пик отражает определенные критические явления в МС вблизи  $T_g$ . Определены критическая температура  $T_0$  (температура пика  $\Delta C_f$ ) и соответствующий критический индекс  $\alpha$ . Усредненное по всем семи исследованным МС значение критического индекса  $\langle \alpha \rangle = 0.26$ . Полученные результаты показывают, что флуктуации тепловой энергии вблизи интервала стеклования приводят к явлению типа непрерывного фазового перехода. Однако, рассчитанный критический индекс имеет промежуточное значение между критическим индексом фазового перехода II рода ( $\alpha \approx 0.1$ ) и критического перехода, характеризуемого трикритической точкой ( $\alpha \approx 0.1$ ).



**Рис.1.** Температурные зависимости флуктуационной теплоемкости  $\Delta C_f$  и дефектной (избыточной) теплоемкости  $\Delta C_{def}$  высокоэнтропийного МС. Стрелками показаны температуры стеклования  $T_g$  и начала кристаллизации  $T_{cr}$ . Виден пик флуктуационной теплоемкости в интервале  $T_g < T < T_{cr}$ .

Работа поддержана грантом Российского научного фонда №23-12-00162.

## ДИАЭЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ

Макаров А.С.<sup>1</sup>, Кобелев Н.П.<sup>2</sup>, Хоник В.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, Россия,  
[a.s.makarov.vrn@gmail.com](mailto:a.s.makarov.vrn@gmail.com)

<sup>2</sup>Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

Высокоэнтропийными металлическими стеклами (ВЭМС) называют сплавы в некристаллическое состояние, состоящие из пяти или более металлических элементов и имеющие соотношение компонентов в интервале от 5 до 35 ат.%. Одна из основных научных проблем, сдерживающая их широкое практическое применение, состоит в отсутствии понимания физических механизмов релаксационных явлений в ВЭМС. К настоящему времени показано, что только упругие модели позволяют корректно количественно интерпретировать процессы структурной релаксации в металлических стеклах [1,2]. В рамках упругих моделей предполагается линейная взаимосвязь между энергией активации релаксационного перехода  $F$  и нерелаксированным модулем сдвига  $G$ :  $F = GV$ , где  $V$  – характеристический объем [3].

Релаксационный процесс в ВЭМС можно представить в виде совокупности активируемых изменений в дефектной подсистеме сплава. Высокая чувствительность дефектов (свойство упругих диполей) к приложенному сдвиговому напряжению вызывает сильное изменение нерелаксированного модуля сдвига  $G$ . Фиксируемое при нагреве ВЭМС уменьшение модуля сдвига в сравнении с изменением, которое возникает в следствие ангармонического вклада и вклада свободных электронов, является следствием диаэластического эффекта. Для выделения вклада диаэластического эффекта в температурную зависимость модуля сдвига  $G(T)$  ВЭМС необходимо выделить нерелаксационную часть зависимости. Зависимость модуля сдвига ВЭМС как функция температуры может быть представлена в виде  $G(T) = G_0 [1 - \alpha_{anh}T - \alpha_{el}T^2 + \alpha_{rel}(T)]$ , где  $G_0$  – значение модуля сдвига при 0 К,  $\alpha_{anh}$  и  $\alpha_{el}$  – величины, которые определяют ангармонический вклад и вклад свободных электронов соответственно,  $G_{rel}(T) = G_0\alpha_{rel}(T)$  – релаксационный вклад [4]. Представленная зависимость позволяет выделить релаксационный вклад  $G_{rel}(T)$  в виде разности экспериментальной зависимости модуля сдвига и нерелаксационной части зависимости:  $G_{rel}(T) = G(T) - G_0 [1 - \alpha_{anh}T - \alpha_{el}T^2]$ . Вышеозначенная процедура выделения позволяет идентифицировать температурные интервалы, в которых реализуется сдвиговое упрочнение/разупрочнение ВЭМС вследствие диаэластического эффекта, а также проанализировать величину эффекта.

*Работа поддержана грантом Российского научного фонда №23-12-00162.*

1. Khonik V.A., Kobelev N.P. // Metals. – 2019. – V. 9. P. 605.
2. Wang Z., Wang W.H. // Natl. Sci. Rev. – 2019. – V. 6. P. 304.
3. Dyre J. C. // Rev. Mod. Phys. – 2006. – V. 78. – P. 953.
4. Makarov A.S., Kretova M.A., Afonin G.V., Kobelev N.P., Khonik V.A. // Metals. – 2022. – V. 12. P. 1964.



## ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ И ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Пермякова И.Е.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,  
[inga\\_perm@mail.ru](mailto:inga_perm@mail.ru)

Комплекс исследований направлен на детальное изучение физических закономерностей деформации, разрушения, изменения структурных состояний, а также путей создания перспективных аморфно-нанокристаллических композитов (АНК) на основе аморфных сплавов (АС) с управляемым откликом на внешние воздействия (лазерное облучение, интенсивная пластическая деформация, отжиг). Особенность аморфно-нанокристаллических структур заключается, в том, что фазовые составляющие системы кардинально отличаются по характеру атомной структуры: с одной стороны, кристаллическая составляющая с регулярным, в соответствии с закономерностями трансляционной симметрии, расположением атомов, а с другой стороны, аморфная составляющая с почти неупорядоченным, статистическим расположением атомов в пространстве. Такой "альянс" приводит к ряду эффектов, сказывающихся на механическом поведении этих материалов.

Термическая обработка. Изучены особенности получения АНК путем подбора температурно-временных режимов печного отжига под вакуумом АС [1]. Основными причинами упрочнения АС на начальных стадиях нанокристаллизации (при объемной доли кристаллической фазы не более 0.5) при термической обработке являются: 1) различие модулей нормальной упругости выделяющейся кристаллической фазы и аморфной матрицы; 2) взаимодействие частиц нанокристаллической фазы с деформационными полосами сдвига, распространяющихся в аморфной матрице.

С помощью ПЭМ классифицированы механизмы взаимодействия полос сдвига с наночастицами в АНК: «поглощение», «огибание», «перерезание», «торможение» и «аккомодация». Главным фактором, определяющим акты взаимодействия, является размер нанокристаллов.

С помощью метода микроиндентирования удалось установить поведение трещиностойкости ( $K_{Ic}$ ) АС в ранее недоступном для других методов температурном интервале от вязко-хрупкого перехода (в области существования аморфного состояния) до определенных стадий нанокристаллизации АС. Для ряда АС при приближении к определенной температуре отжига наблюдается значительное увеличение  $K_{Ic}$ . Явление пластификации обусловлено эффективным торможением квазихрупких трещин в области наночастицы, которая является непреодолимым препятствием на пути ее распространения. На примере сплава  $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$  показано, что вокруг каждой наночастицы образуется атмосфера атомов бора, имеющих в значительном количестве в АС, но слабо растворимых в нанокристаллической фазе. Модуль Юнга этой атмосферы существенно выше, чем в аморфной матрице, где распространяется квазихрупкая трещина. Это приводит к эффекту ее замедления / полного торможения.

Интенсивная пластическая деформация. Получены деформационно-индуцированные композиты из чередующихся слоев АС систем Fe–Ni–В и Co–Fe–Cr–Si–В путем их консолидации КВД в камере Бриджмена [2]. Исследована последовательность смены структурных состояний композита и его отдельных составляющих при ИПД, а также изменение микротвёрдости и магнитных характеристик в зависимости от величины деформации. Установлено, что использование метода КВД при больших степенях деформации эффективно способствует переводу

изученных материалов из аморфного в нанокристаллическое состояние, повышая их микротвёрдость и сохраняя магнитомягкие свойства.

Установлено явление пластификации (рост  $K_{1c}$ ) у сформировавшихся в результате КВД аморфно-нанокристаллических образцов из АС  $Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2}$  и  $Co_{28.2}Fe_{38.9}Cr_{15.4}Si_{0.3}B_{17}$ . Применение ИПД позволило получить удовлетворительные значения вязкости разрушения при высоких показателях твердости, что может быть весьма востребованным и актуальным при эксплуатации материалов. Установлены три стадии эволюции структурно-фазового состояния исследованных композитов. На I-ой стадии деформации ( $N = 1-3$ , где  $N$  – число полных оборотов подвижной наковальни) АС Fe–Ni–B и Co–Fe–Cr–Si–B, составляющие композит, деформируются достаточно независимо друг от друга, обеспечивая лишь механическое “сцепление” соседних слоев. На II-ой стадии КВД ( $N = 4-5$ ) происходит межфазное взаимодействие в тонких приграничных областях с возможным образованием боридных фаз, которое, вероятнее всего, ответственно за эффект неаддитивного (синергического) упрочнения (роста значения микротвёрдости). Наблюдается частичное вихревое перемешивание, однако фрагменты слоистой структуры все еще сохраняются. На III-ей стадии КВД ( $N = 6-9$ ), по мере увеличения  $N$  переносимые вихревые потоки вещества коагулируют вплоть до полного перемешивания и образования гомогенного многокомпонентного сплава. По существу, это приводит к “исчезновению” исходного композита [3].

Лазерное воздействие. Проведено численное моделирование температурных полей в АС при лазерном нагреве с целью оптимизации технологических режимов изготовления композитов на основе АС [4]. На основе компьютерных расчетов и путем варьирования характеристик эксимерной УФ-лазерной установки экспериментально реализована различная степень кристаллизации АС  $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$  и  $Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr_4Si_7B_{18}$ : тонкие нанокристаллические слои ( $< 1$  мкм) на поверхности АС, слоистые аморфно-нанокристаллические композиты в виде «сэндвичей», полностью кристаллические сплавы. Изучено влияние геометрии облучения и параметров лазерного воздействия на механическое поведение АС и АНК в сопоставлении с эволюцией их структуры. Получены три вида композитных материалов (плотно покрытые, полосовые, “шахматные”) представляющих собой аморфную матрицу, армированную кристаллическими областями, которые были сформированы в заданных технологических позициях по поверхности лент АС за счет КГЛ лазера. Чередуя в шахматном порядке кристаллических и аморфных зон в соотношении  $\approx 1:5$  по объемной доле является оптимальным для сочетания высоких значений прочности и удовлетворительной пластичности [5]. При облучении эксимерным УФ лазером АС  $Co_{70.5}Fe_{0.5}Cr_4Si_7B_{18}$  зафиксировано двухстадийное увеличение микротвёрдости на  $\sim 20$  %. Обработка УФ лазером при  $f = 2$  Гц,  $E = 150$  мДж,  $W = 0.6$  Дж/см<sup>2</sup> в диапазоне  $0 < n \leq 500$  имп. перспективна для повышения прочностных качеств, упругости и сохранения ненулевой пластичности АС  $Fe_{53.3}Ni_{26.5}B_{20.2}$  [6].

1. Permyakova I., Glezer A. // Metals. 2022. V. 12. N 2. Art. No. 297. P. 1-17.
2. Permyakova I., Glezer A. // Metals. 2020. V. 10. N 4. Art. No. 511. P. 1-19.
3. Permyakova I.E., Glezer A.M., et al. // JETP Letters. 2021. V. 113. N 7. P. 471-476.
4. Permyakova I.E. // Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys. 2020. V. 84. N 7. P. 839-843.
5. Permyakova I.E., et al. // Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys. 2021. V. 85. N 7. P. 755-759.
6. Permyakova I.E., Ivanov A.A., Chernogorova O.P. // Russian Metallurgy (Metally). 2022. V. 2022. N 10. P. 1264-1269.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ПРОЦЕССА ШЛИФОВАНИЯ

Митрофанов А.П.<sup>1</sup>, Растегаев И.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> МГТУ Станкин, Москва, Россия

<sup>2</sup> Тольяттинский государственный университет,  
Тольятти, Россия

[a.mitrofanov@stankin.ru](mailto:a.mitrofanov@stankin.ru),  
[RastIgAev@yandex.ru](mailto:RastIgAev@yandex.ru)

Важным научно-техническим направлением сегодня является развитие методов диагностирования и моделирования сложных механических процессов с целью создания в будущем интеллектуальных систем для управления ими. Одним из таких сложных и многофакторных механических процессов является обработка материалов шлифованием. Операция шлифования придает изделиям окончательный размер, шероховатость поверхности и, зачастую, внешний вид. Допуски на данную операцию минимальны и, обычно, составляют максимум несколько микрон. При этом цена ошибки высока, т.к. шлифование – финишная операция всего цикла термомеханической обработки получения изделия или полуфабриката. Таким образом, автоматизация данной операции является актуальной задачей требующая применение эффективных диагностических средств, позволяющих получать не только информацию о механизмах протекающих в зоне контактного взаимодействия, но и данные о техническом состоянии: абразивного инструмента, обрабатываемого материала и смазочной среды. Многими авторами показано, что одним из таких диагностических средств является метод акустической эмиссии (АЭ). Однако его применение требует понимания взаимосвязи между параметрами сигналов АЭ и всеми основными деструктивными процессами, влияющими на результат. При этом установление таких взаимосвязей является сложной и многофакторной задачей. В связи с этим в настоящей работе проведена имитация различных условий шлифования с целью провоцирования различных критических режимов резания для создания их параметрического АЭ образа и основанной на нём прогностической модели оценки изменения условий шлифования.

Для имитации основных режимов резания в работе использовались следующие сплавы: сталь 45, Р6М5 и ЭП718. Сталь 45 ГОСТ 1050 хорошо обрабатывается, т.к. не приводит к быстрому износу абразивного круга и при этом практически отсутствует засаливание инструмента, поэтому была выбрана для имитации нормального режима резания. Быстрорежущая сталь Р6М5 ГОСТ 19265 имеет высокую твердость и плохую обрабатываемость, в связи с этим имеется эффект быстрого затупления абразивных зерен. Железохромоникелевый жаропрочный сплав ЭП718 или ХН45МВТЮБР ТУ 14-1-3905-85 также является труднообрабатываемым, но его шлифование приводит к эффекту засаливания круга быстрее чем его затуплению. В качестве абразивного инструмента в исследованиях выбраны три шлифовальных электрокорундовых круга прямого профиля: 25AF46J, 25AF46P и 25AF80J11. Первые два одинаковые, имеют средний размер зерна 370 мкм и отличаются только твердостью: «J» – мягкий, «P» – среднетвердый. Третий круг имеет меньшую зернистость (~ 185 мкм) является мягким и, что самое главное, высокопористым. Последнее облегчает удаление стружки из зоны резания, уменьшает возможность появления прижогов и трещин, облегчает охлаждение образца, что позволяет обрабатывать высокотвердые материалы. Кроме этого в исследованиях варьировались условия

шлифования: скорость подачи стола 3, 6 и 9 м/мин; глубина резания (подача круга) 5, 10, 15 и 20 мкм/двойной ход стола; расход смазочного материала: 0 (сухое трение), 20, 35 и 50 мл/час. В качестве смазочного материала использовался воздушный поток, в который в указанных выше пропорциях подавалось жидкое рапсовое масло, что соответствует перспективной концепции обработки шлифованием с минимальным количеством экологичной смазки в зоне резания.

В исследованиях для обеспечения минимального искажения сигналов АЭ регистрировалась непосредственно с образца и в широком диапазоне частот (50 – 1000 кГц) с помощью пьезоэлектрического преобразователя UT-1000 (Physical Acoustics Corporation, США) и записывались на компьютер встроенной платой аналого-цифрового преобразования PCI-2 (Physical Acoustics Corporation, США). Параллельно с АЭ в исследованиях использовался: метод тензометрического измерения силы резания; метод измерения термо-ЭДС для оценки температуры в зоне резания; ИК-термография для интегральной оценки температуры образца; микроскопические исследования затупления и засаливания абразивного инструмента; вибродиагностический метод. Применение обозначенных дополнительных методов исследования позволило более точно установить временные реперные точки изменения условий шлифования для более точного выделения АЭ сигналов, сопутствующих имитированным режимам шлифования. В результате проведенных исследований получены и исследованы особенности АЭ сигналов при: нормальном режиме резания; резании с прижогами на обрабатываемой поверхности; резании кругом различной степени засаливания и резании затупленным кругом при различных условиях смазывания. Также в работе проанализирована АЭ сопровождающая моменты касания круга с образцом и процесс правки круга. Считаем, что полученный объем данных в дальнейшем позволит разработать устойчивый и достоверный АЭ диагностический признак и модель его изменения при смене режимов шлифования, что планируется использовать при разработке средств интеллектуального анализа акустической эмиссии для мониторинга и диагностики текущего состояния процесса шлифования без применения других инструментальных методов.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 23-29-00432 (<https://rscf.ru/project/23-29-00432>)).*

## ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ТИТАНА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКИХ ИЗДЕЛИЙ

Тюрков М.Н.<sup>1</sup>, Клевцов Г.В.<sup>1</sup>, Валиев Р.З.<sup>2</sup>, Клевцова Н.А.<sup>1</sup>, Фесенюк М.В.<sup>3</sup>,  
Матчин А.А.<sup>4</sup>, Носов Е.В.<sup>4</sup>, Ястребова Л.Д.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

<sup>2</sup> Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

<sup>3</sup> АО «ПО «Стрела», Оренбург, Россия

<sup>4</sup> Оренбургский государственный медицинский университет, Оренбург, Россия

[turkovmn@mail.ru](mailto:turkovmn@mail.ru)

Актуальная задача миниатюризации медицинских изделий (имплантатов) в челюстно-лицевой хирургии, стоматологии, травматологии и других областях медицины не может быть решена без использования материалов, обладающих, помимо хорошей биосовместимости, высоким комплексом механических свойств, т.к. в процессе эксплуатации имплантаты могут испытывать разнообразные нагрузки как по величине, так и по виду нагружения: статические, ударные, циклические. Этим требованиям в полной мере соответствует новый класс конструкционных и функциональных материалов – класс наноструктурированных металлических материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученный методами интенсивной пластической деформации (ИПД), в частности, методом равноканального углового прессования (РКУП) [1, 2].

Целью настоящей работы является оценка прочности и механизмов разрушения при статических (растяжение и кручение) и циклическом видах нагружения титанового сплава медицинского назначения Grade4 после РКУП по сравнению с крупнозернистой (КЗ) структурой.

Титан Grade4 в КЗ состоянии исследовали после гомогенизационного отжига горячекатанных заготовок при температуре 680°C, 1 час. УМЗ состояние было получено по двум режимам. По первому режиму: после гомогенизационного отжига заготовки подвергали РКУП-конформ (РКУП-К) при температуре 250°C (маршрут Вс,  $\varphi=120^\circ$ ,  $n=6$ ) [1]. По второму режиму: после гомогенизационного отжига заготовки подвергали РКУП-конформ при температуре 200°C (маршрут Вс,  $\varphi=120^\circ$ ,  $n=6$ ) и последующему волочению (РКУП-К+В) при температуре 200°C. Исследование структуры КЗ материалов проводили на металлографическом микроскопе Axiovert 40 MAT и растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEM-6390. Тонкую структуру УМЗ материалов исследовали с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100. Испытания материалов на твердость проводили на твердомере ТН 300. Статическое растяжение цилиндрических образцов диаметром 3 мм проводили на универсальной испытательной машине Н50КТ, согласно ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 22706-77.

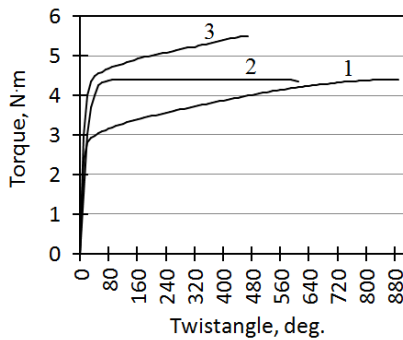
Средний размер зерен и механические свойства титанового сплава Grade4 при растяжении представлены в таблице 1. Видно, что обработка титана методами РКУП повышает твердость и прочностные свойства при растяжении, однако снижает пластичность.

Испытания на кручение цилиндрических образцов диаметром 3 мм проводили на установке КТС 403-20-0,5 согласно ГОСТ 3565-80. По диаграмме «Крутящий момент – угол закручивания» рассчитывали пределы прочности ( $\tau_k$ ), текучести ( $\tau_{0.3}$ ) и относительный сдвиг ( $g$ ) при кручении [1]. Усталостные испытания материалов проводили на призматических образцах толщиной 10 мм по схеме трехточечного изгиба

на установке Instron 8802 с частотой  $\nu=10$  Гц и коэффициентом асимметрии цикла нагружения  $R=0.1$  при различных напряжениях цикла.

**Таблица 1.** Средний размер зерна ( $d_{cp.}$ ) и механические свойства титана Grade4 при растяжении

Состояние	$d_{cp.}$ , мкм	НВ	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %
КЗ (отжиг)	25	255	750±10	650±30	20±0.5
УМЗ (РКУП-К)	0.4	293	1050±15	900±25	14±0.7
УМЗ (РКУП-К+В)	0.2	-	1250±10	1100±30	11±0.5



**Рис. 1.** Диаграммы «Крутящий момент – угол закручивания» при испытании на кручение образцов из КЗ (1) и УМЗ (2, 3) титана (2- РКУП-К, 3- РКУП-К+В)

Результаты испытания образцов на кручение показали (рис. 1), что крутящий момент титана после РКУП выше по сравнению с крутящим моментом титана в исходном КЗ состоянии. При этом количество оборотов и угол закручивания образцов в УМЗ состоянии ниже, чем в КЗ состоянии (рис. 1). Расчет диаграмм «Крутящий момент – угол закручивания» (рис. 1) показал, что после РКУП пределы прочности ( $\tau_k$ ) и текучести ( $\tau_{0.3}$ ) при кручении титана возрастают в 1.1 раза, а относительный сдвиг ( $g$ ) снижется в 1.3 раза по сравнению с исходным КЗ состоянием.

**Таблица 2.** Механические свойства титана Grade4 при кручении

$\varnothing$ , образцов, мм	Состояние	$\tau_k$ , МПа	$\tau_{0.3}$ , МПа	$g$ , %
3	КЗ (отжиг)	920±37	641±46	154±3.5
	УМЗ (РКУП-К+В)	1014±24	831±18	87±2.0

Проведенные исследования показали, что такие важные характеристики, с точки зрения сопротивления срезу, как предел прочности и предел текучести титана Grade4 в УМЗ состоянии при кручении возрастают, а относительный сдвиг снижется по сравнению с КЗ состоянием. Это является благоприятным фактором, снижающим вероятность разрушения, например, при откручивании сросшихся с костью шурупов при остеосинтезе костей. Принимая во внимание повышение прочностных свойств титана Grade4 после РКУП можно сделать вывод, что обработка титана Grade4 методами РКУП по выбранным режимам является перспективным технологическим процессом для изготовления медицинских изделий различного назначения, испытывающих в процессе эксплуатации разнообразные статические и циклические нагрузки.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (междисциплинарные проекты № 20-69-47059 и частично № 20-63-47027).*

*Авторы благодарят сотрудников ТГУ М.Л. Линдерова, И.Н. Пигалеву и сотрудников УГАТУ Г.И Рааба, А.В. Полякова за помощь в проведении экспериментальных исследований.*

1. Ruslan Z. Valiev, Alexander P. Zhilyaev, Terence G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons. 2014. 440 p.
2. Клевцов Г.В., Бобрук Е.В., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Валиев Р.З. Прочность и механизмы разрушения объемных наноструктурированных металлических материалов. Уфа: РИК УГАТУ. 2016. 240 с.

## ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ AlN–TiC МЕТОДОМ АЗИДНОГО СВС ИЗ ШИХТЫ «Al–Ti–NaN<sub>3</sub>–C<sub>2</sub>F<sub>4</sub>»

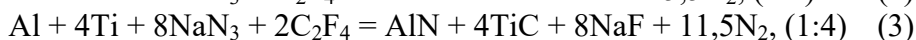
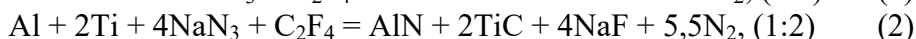
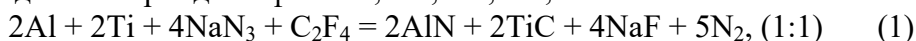
Белова Г.С., Титова Ю.В., Майдан Д.А., Якубова А.Ф.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,  
[galya.belova.94@mail.ru](mailto:galya.belova.94@mail.ru)

Материалы из карбида титана (TiC) обладают коррозионной стойкостью, низким коэффициентом трения, термической и химической стабильностью, высокой теплопроводностью и электропроводностью, температурой плавления ~ 3260 °С и твердостью ~30 ГПа [1]. Благодаря таким свойствам TiC широко используется при обработке материалов и режущих инструментов. При этом чистый TiC обладает низкой вязкостью разрушения и низкой термостойкостью, которые ограничивают его применение [2]. Использование высоких температур спекания может привести росту зерна и снижению механических характеристик. Новые исследования сосредоточены на поиске подходящих добавок для повышения качества керамики на основе TiC. Проведено достаточно много исследований влияния различных добавок на измельчение микроструктуры материалов TiC с целью улучшения механических свойств, особенно прочности [3]. Авторы работы [4] добились выдающихся результатов при добавлении AlN в матрицу TiC по сравнению с другими нитридами. Применение такой добавки не только повышает спекаемость TiC, получая плотный образец, но также повышает прочность TiC на изгиб.

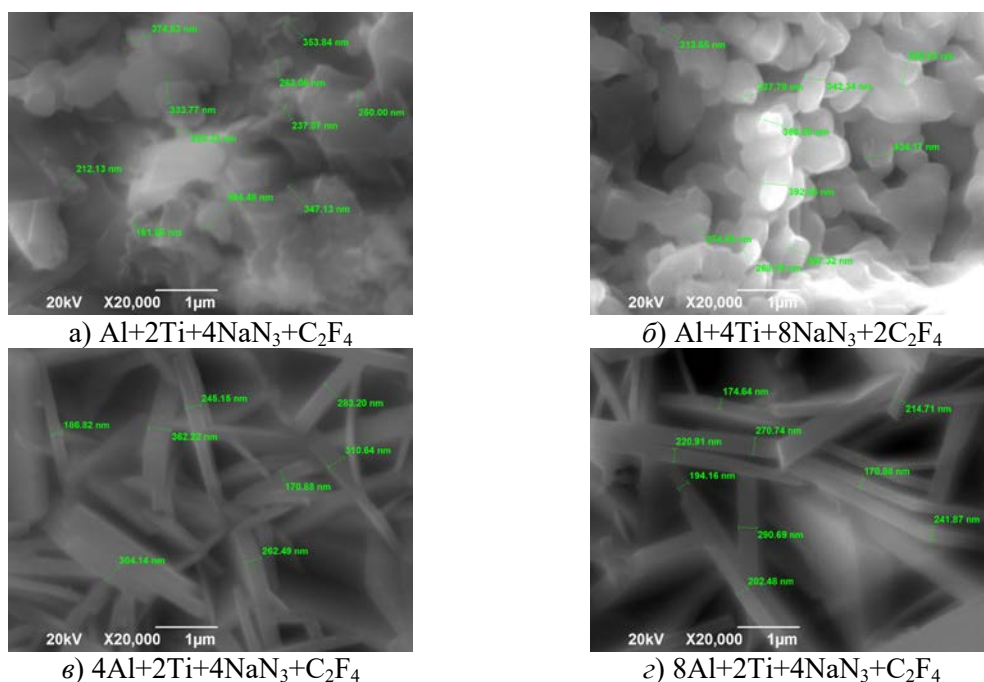
По сравнению с известными методами получения, синтез горением или высокотемпературное спекание с самораспространением волны горения представляет интерес из-за очевидных преимуществ, таких как небольшая продолжительность процесса, низкие энергозатраты и высокий выход чистых продуктов. Синтез горением использовался для синтеза многих материалов [5], включая нитрид алюминия (AlN) и карбид (TiC).

В настоящей работе представлены экспериментальные результаты по синтезу композиции высокодисперсных керамических порошков AlN–TiC получены при использовании фторопласта (C<sub>2</sub>F<sub>4</sub>) с заданными молярными соотношениями в них нитридной и карбидной фаз: 1:1, 1:2, 1:4, 2:1, 4:1:



Экспериментальные исследования возможности получения композиции AlN–TiC проводились в лабораторном реакторе СВС в атмосфере азота под давлением 4 МПа и насыпной плотности исходных шихт. Результаты рентгенофазового анализа, полученные с помощью рентгеновского дифрактометра ARLX'TRA, показали, что при горении уравнений (1)-(5) продукты горения состоят из пяти фаз: нитрида алюминия (AlN) и карбида титана (TiC), а также побочных фаз гексафторалюмината натрия (Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub>), а также оксидов титана и алюминия (TiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Результаты исследования микроструктуры синтезированных композиций, выполненного на растровом электронном микроскопе JSM-6390A, представлены на рисунке 1. Из рисунка 1 с учетом результатов энергодисперсионного анализа можно сделать вывод о том, что продукты горения преимущественно из волокон нитрида алюминия диаметром

100-250 нм и ультрадисперсных частиц карбида титана пластинчатой формы размером 200-600 нм.



**Рис. 1.** Результаты микроструктурного анализа продуктов горения при различном соотношении исходных компонентов

Таким образом, в случае практического применения процесса СВС-Аз для получения высокодисперсной нитридно-карбидной композиции AlN-TiC рекомендуется использовать для синтеза фторопласта, при этом требуются дальнейшие исследования с целью предотвращения образования и/или удаления оксидов из синтезируемых порошковых композиций.

Несмотря на то, что продукты реакции содержат побочные оксидные фазы в значительном количестве, использование фторопласта в качестве источника углерода, позволило повысить выход целевого карбида, чего не удавалось достичь при использовании сажи (технического углерода) в более ранних исследованиях.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 23-29-00680.*

1. M. Vajdi, F. Sadegh Moghanlou, F. Sharifianjazi, M. Shahedi Asl, M. Shokouhimehr, A review on the Comsol multiphysics studies of heat transfer in advanced ceramics, *J. Compos. Compd.* 2 (2020) 35–44.
2. Y.-H. Lee, N. Kim, S.-B. Lee, Y. Kim, S. Cho, S.-K. Lee, I. Jo, Microstructure and mechanical properties of lightweight TiC-steel composite prepared by liquid pressing infiltration process, *Mater. Charact.* 162 (2020) 110202.
3. C. Magnus, T. Kwamman, W.M. Rainforth, Dry sliding friction and wear behavior of TiC-based ceramics and consequent effect of the evolution of grain buckling on wear mechanism, *Wear.* (2019) 54–67.
4. M. Fattahi, Y. Pazhouhanfar, S.A. Delbari, S. Shaddel, A. Sabahi Namini, M. Shahedi Asl, Strengthening of novel TiC–AlN ceramic with in-situ synthesized Ti<sub>3</sub>Al inter-metallic compound, *Ceram. Int.* (2020).
5. Zientara D., Mirosław M.B., Lis J. Alon-based materials prepared by SHS technique. *JEur-CeramSoc2007*;27:775–9.



# ПРИМЕНЕНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ МЕТОДОВ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ АНАЛИЗА ДАННЫХ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Григорьева А.В., Максименко М.В., Макарихин П.А.

СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия

[Nasty001@mail.ru](mailto:Nasty001@mail.ru)

Основной задачей данной работы являлась разработка интеллектуальной системы обработки данных АЭ, которая позволит с высокой точностью определять местоположение источников АЭ на корпусе объекта. Для этих целей использованы алгоритмы машинного обучения, характеристики которых настроены авторами с учетом особенностей акустико-эмиссионных сигналов и благодаря этому автоматически подстраиваются под исследуемый объект. Это позволяет адаптировать метод для каждого объекта без необходимости перенастройки алгоритма вручную. Объектами исследования на данном этапе являются тонкостенные стальные сосуды высокого давления.

Первым необходимым шагом являлось нахождение (с некоторой погрешностью) местоположения каждого из источников АЭ, зафиксированных во время эксперимента. Этот метод разработан и подробно описан авторами в [1].

Вторым шагом является кластеризация. На данный момент существует много методов кластеризации: *k*-средних, *affinity propagation*[2], агломеративная кластеризация, различные нейронные сети и многое другое. Однако, из-за специфики данных АЭ важно выполнение нескольких требований к алгоритму: число кластеров заранее неизвестно, результат должен быть одинаков для одного набора данных (то есть не должно быть зависимости от случайных величин, как, например, в алгоритме *k*-средних) и устойчивость к выбросам и шумам. Алгоритм DBSCAN [3] отвечает всем этим требованиям. Суть разработанного метода кластеризации заключается в автоматическом вычислении диапазонов характеристик для данного конкретного объекта. Ему необходимо задать в качестве начальных данных одну из опасных зон на поверхности, в которой с большой вероятностью имеется дефект. Она является образцом для поиска аналогичных зон на том же объекте. Таким образом, для работы метода необходимы координаты прямоугольника, в котором находится зона-образец, и количество высокоамплитудных импульсов в этом прямоугольнике. Число определяется опытным путем и варьируется от 3 до 10 в зависимости от того, насколько поврежден объект, исходя из [4]. Удачный выбор такой зоны может повлиять на качество кластеризации, так как будет более точно рассчитаны гиперпараметры алгоритма DBSCAN: максимальное расстояние между элементами для объединения их в один кластер, допустимая разница скоростей (скорость высчитывается для каждого источника индивидуальная на шаге 1), разница усредненных амплитуд, и другие 15 параметров метрики. Выбор параметров основывался на следующих статьях: [4, 5, 6]. Дополнительной сложностью является то, что разные параметры обладают разной размерностью и значимостью, а следовательно применение евклидовой метрики для вычисления расстояния между элементами кластеров будет некорректным. Для решения этой проблемы была разработана и применена следующая метрика:

$$f(i, j) = w_1 * l + w_2 * v + w_3 * a$$

$i, j$  – точки из набора данных;  $w_1, w_2, w_3$  – весовые коэффициенты расстояния, скорости и амплитуды соответственно;

$$l = \sqrt{\left(\sum_{k=0}^n \frac{x_{ik}}{n} - \sum_{k=0}^m \frac{x_{jk}}{m}\right)^2 + \left(\sum_{k=0}^n \frac{y_{ik}}{n} - \sum_{k=0}^m \frac{y_{jk}}{m}\right)^2}$$

$$v = \left| \sum_{k=0}^n \frac{v_{ik}}{n} - \sum_{k=0}^m \frac{v_{jk}}{m} \right|$$

$$a = \min \left( \sum_{k=0}^n \frac{a_{ik}}{n} - \sum_{k=0}^m \frac{a_{jk}}{m} \right)$$

где  $x$ ,  $y$ ,  $v$ ,  $a$  – усредненные координаты, скорость, амплитуда точек в наборах потенциальных расположений источников сигналов,  $n$ ,  $m$  – количество точек в этих наборах.

Для каждого из параметров (расстояния, скорости и амплитуды) были использованы соответствующие пороговые значения для расчета глобального эpsilon, используемого в алгоритме DBSCAN:

$$EPS = w_1 * eps_l + w_2 * eps_v + w_3 * eps_a$$

Разработанная система прошла проверку на имеющихся данных АЭ-контроля трёх крупных производственных объектов. Полученные результаты хорошо согласуются с результатами, полученными при исследовании этих объектов другими методами неразрушающего контроля после проведения зачистки поверхности. Применение разработанного метода кластеризации сигналов значительно сокращает площади объекта, рекомендованные к проверке специалистом.

1. Григорьева А. В., Максименко М. В. Метод обработки данных акустико-эмиссионного контроля для определения скорости и локации каждого сигнала // Компьютерные исследования и моделирование. – 2022. – Т. 14. – №. 5. – С. 1029-1040.
2. Frey Brendan J, Dueck Delbert. Clustering by passing messages between data points // science. — 2007. — Vol. 315, no. 5814. — P. 972–976.
3. A density-based algorithm for discovering clusters in large spatial databases with noise. / Martin Ester, Hans-Peter Kriegel, Jörg Sander et al. — 1996. — Vol. 96, no. 34. — P. 226–231.
4. Гомера Виктор Петрович, Смирнов Анатолий Джумамуратович, Нефедьев Евгений Юрьевич. Повышение достоверности АЭ-контроля оборудования, содержащего внутренние устройства // В мире неразрушающего контроля. — 2014. — no. 3. — P. 20–24.
5. Yaroslavkina E. Investigation of methods for determining the integral characteristics of periodic signals separated in time. — 2018. — P. 1–4
6. Evaluating the Probability of Detecting Acoustic Emission Signals Using the Amplitude Discrimination Method with a Low Signal-toNoise Ratio / IA Rastegaev, IS Yasnikov, II Rastegaeva et al. // Russian Journal of Nondestructive Testing. — 2022. — Vol. 58, no. 3. — P. 157–166

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ ПРИ ДВУХСТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ "ЗАКАЛКА – РАСПРЕДЕЛЕНИЕ" НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0,33 %

<sup>1,2</sup>Борисов С.И., <sup>1,2</sup>Ткачев Е.С., <sup>1</sup>Гайдар С.М., <sup>1</sup>Кайбышев Р.О.

<sup>1</sup>Российский государственный аграрный университет —  
МСХА им. К. А. Тимирязева, Москва, Россия

<sup>2</sup>Белгородский государственный национальный исследовательский институт,  
Белгород, Россия  
[borisov\\_si@bsu.edu.ru](mailto:borisov_si@bsu.edu.ru)

Среднеуглеродистые высокопрочные стали с улучшенными механическими свойствами, демонстрирующие сочетание высокой прочности, пластичности и ударной вязкости, являются перспективными материалами для применения во многих сферах промышленности. Для достижения улучшенного сочетания механических свойств эти стали подвергаются двухступенчатой термической обработке – закалке с распределением (от англ. Quenching and Partitioning или, сокращенно, – Q&P) [1,2]. Обработка Q&P обычно приводит к формированию микроструктуры, состоящей из низкоотпущенного мартенсита, остаточного аустенита и бейнита. Q&P включает в себя полную или частичную аустенитизацию. Закалку до температуры ( $T_z$ ) в диапазоне  $M_n - M_k$  ( $M_n$ ,  $M_k$  – температура начала и конца мартенситного превращения соответственно) с целью создания контролируемой объемной доли мартенсита и остаточного аустенита. Затем следует изотермический отжиг, направленный на обогащение аустенита углеродом за счет частичного обеднения углеродом мартенсита и переноса углерода в аустенит.

В настоящей работе было проведено исследование микроструктуры и механических свойств экспериментальной стали 0,33C-1,85Si-1,44Mn-0,58Cr которая была выплавлена в открытой индукционной печи с последующим электрошлаковым переплавом. Полученный слиток был гомогенизирован при 1150°C в течение 4 часов с последующей ковкой при температуре 1150 – 1000°C и охлаждением на воздухе. Из слитка были вырезаны заготовки, которые нагревали до температуры 900°C с выдержкой в 30 минут для полной аустенитизации. Q&P обработка заключалась в закалке в расплавленную соль, нагретую до температуры 190/210/230/250°C и изотермической выдержкой в ней в течение 30 секунд. Операция распределения была проведена в расплавленной соли при температуре 350°C в течение 600 секунд с последующей закалкой в воду комнатной температуры.

**Таблица 1.** Объемные доли фаз

Температура закалки, °C	Первичный мартенсит, %	Остаточный аустенит, %	Бейнит, %
190	77	11	12
210	72	10	18
230	65	7	28
250	56	11	33

В таблице 1 представлены объемные доли фаз стали после обработки Q&P с различными температурами закалки. Первичный мартенсит был оценен с использованием зависимости Коистинена-Марбургера [3]. Остаточный аустенит, определялся

методом магнитного насыщения с помощью прибора FERITSCOPE FMP30. Объемная доля бейнита была рассчитана исходя из баланса структурных компонентов.

Повышение температуры закалки при Q&P приводит к уменьшению объемной доли первичного мартенсита. При операции распределения удается стабилизировать  $\approx 10\%$  остаточного аустенита, его конечная объемная доля не зависит от температуры закалки. Объемная доля бейнита повышается с увеличением температуры закалки стали.

Следует отметить, что в сталях были обнаружены крупные переходные карбиды  $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ , которые имеют вытянутую форму и расположены внутри блоков мартенсита. А также более мелкие карбиды  $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$  в бейните, которые примыкают к остаточному аустениту и первичному мартенситу, что указывает на их межфазное зарождение. ПЭМ исследования выявили прослойки остаточного аустенита по границам реек, их ширина не превышает 150 нм. ДОРЭ практически не выявляет остаточный аустенит, поскольку ширина этих прослоек меньше разрешающей способности этого метода. Соответственно, есть все основания полагать, что почти весь остаточный аустенит имеет пленочную морфологию.

**Таблица 2.** Механические свойства стали после обработки Q&P

Температура закалки, °С	Предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_B \times \delta$ , ГПа $\times\%$	Ударная вязкость, Дж
190	1340	1570	9.1	14,3	28
210	1300	1520	10.3	15,7	59
230	1290	1510	11	16,5	29
250	1280	1530	11.3	17,3	43

В таблице 2 представлены механические свойства стали после обработки Q&P с различными температурами закалки. Повышение  $T_z$  приводит к снижению предела текучести и предела прочности на  $\leq 60$  МПа. Пластичность стали увеличивается с повышением температуры закалки и составляет 11,3% при 250°С. Стоит отметить, что повышение пластичности также увеличивает и PSE (Product of strength and elongation –  $\sigma_B \times \delta$  (МПа $\times\%$ )) с 14,3 до 17,3 ГПа даже несмотря на незначительное снижение предела прочности при более высокой температуре закалки. Параметр PSE используемый для оценки сопротивляемости высокопрочных сталей к разрушению не коррелирует с ударной вязкостью в исследуемой Q&P стали.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, соглашение №075-15-2021-572 от 31 мая 2021.*

### Список литературы

1. Fonstein N. Advanced high strength sheet steels. – New York, NY, USA: Springer International Publishing, 2015. – С. 369.
2. Zhao J., Jiang Z. Thermomechanical processing of advanced high strength steels //Progress in Materials Science. – 2018. – Т. 94. – С. 174-242.
3. Koistinen D. P. A general equation prescribing extend of austenite-martensite transformation in pure Fe-C alloys and plain carbon steels //Acta metallurgica. – 1959. – Т. 7. – С. 50-60.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ  
СВОЙСТВ ПРОВОДА ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ  
Al-0.25%Zr-(Si,Er,Hf,Nb)**

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

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
г. Нижний Новгород, Россия*  
[yashadrina@nifti.unn.ru](mailto:yashadrina@nifti.unn.ru)

Исследована термическая стабильность провода из микролегированных алюминевых сплавов (табл. 1) диаметром 0.3 мм.

**Таблица 1.** Состав сплавов исследуемых проводов

Обозначение	Химический состав, масс.%					
	Al	Zr	Si	Er	Hf	Nb
Тип 1	Ост.	0.25	0.10	0.25	0.20	—
Тип 2			0.10	0.25	—	—
Тип 3			0.10	—	—	—
Тип 4			—	—	0.10	—
Тип 5			—	—	0.25	—
Тип 6			—	—	—	—

Литые заготовки сплавов сечением 20×20 мм были получены методом индукционного литья из высокочистого алюминия А99(997) с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200. Для изготовления сплавов использовали лигатуры Al-3%Zr, Al-3%Hf, Al-3%Si, Al-3%Er, Al-2%Nb, полученные методом индукционного литья с последующей прокаткой в фольгу толщиной 0.2 мм. Далее заготовки подвергались деформации по следующей схеме: равноканальное угловое прессование (РКУП, N=4A, 250°C) → ротационная ковка (РК) → волочение (ø 0.3 мм).

Исследования микротвердости  $H_V$  проводились в центре поперечного сечения провода с использованием твердомера Qness А60+ при нагрузке 20 г.

Для испытаний на растяжение использовалась разрывная машина Lloyd Instruments LR5K Plus (скорость перемещения траверсы составляла 10 мм/мин). В процессе испытаний фиксировалась диаграмма “напряжение  $\sigma$  – деформация  $\epsilon$ ”, по которой определяли значения предела прочности  $\sigma_b$ . Для получения статистически достоверных результатов проводились испытания не менее чем трех образцов в каждой серии. Фрактографическое исследование изломов образцов проводов после испытаний на растяжение проводилось при помощи растрового электронного микроскопа (РЭМ) Jeol JSM-6490.

Термическая обработка образцов проводилась в воздушной печи типа СНОЛ. Точность поддержания температуры  $\pm 5^\circ\text{C}$ .

Для измерения УЭС в литых сплавах использовался прибор SIGMATEST 2.069 (вихретоковый метод). Точность измерения УЭС составляла  $\pm 0.03$  мкОм·см. Для измерения УЭС провода использовался цифровой L-C-R измеритель E7-8. УЭС измерялось на образцах провода длиной 0.6 м. Для каждого образца исследовалась площадь поперечного сечения в трех точках с точностью измерения диаметра образца 10 мкм.

Минимальная микротвердость (400 МПа) в исходном состоянии наблюдаются для провода изготовленного из сплава Al-0.25Zr-0.15Nb (тип 6). Значения микротвердости для проводов изготовленных из сплавов тип 1-5 лежит в интервале от 480 МПа (тип 4) до 565 МПа (тип 1). Для всех сплавов наблюдается монотонно спадающий характер зависимости микротвердости от температуры 30-минутного отжига.

В исходном провода изготовленные из сплавов тип 4 и 6 имеют наименьшие значения предела прочности (185 и 170 МПа). Наибольший предел прочности в исходном состоянии наблюдается у проводов изготовленных из сплавов тип 1, 2 и 3 (260-270 МПа).

Фрактографический анализ области разрушения показывает, что образцы провода из сплава тип 1 разрушаются вязко, на изломах видны ямки различных размеров. У образцов провода из сплава тип 2 и тип 5 ямки не наблюдаются при температурах 200°C и 300, 400, 450°C, соответственно. Образцы провода из сплавов тип 3 и тип 4 во всем диапазоне температур разрушаются вязко. У образцов провода из сплава тип 6 видны линии пластических деформаций, которые вероятнее всего идут по плоскостям скольжения. При этом стандартного ямочного разрушения, характеризующего вязкое разрушение, не наблюдается. Исследования изломов образцов после отжига показали, что отжиг не оказывает существенного влияния на характер разрушения.

Стоит отметить, что после отжига при 500°C в проводе формируется неоднородная структура (рис. 1). Однако в проводе из сплава тип 5 структура после высокотемпературного отжига остается однородной.

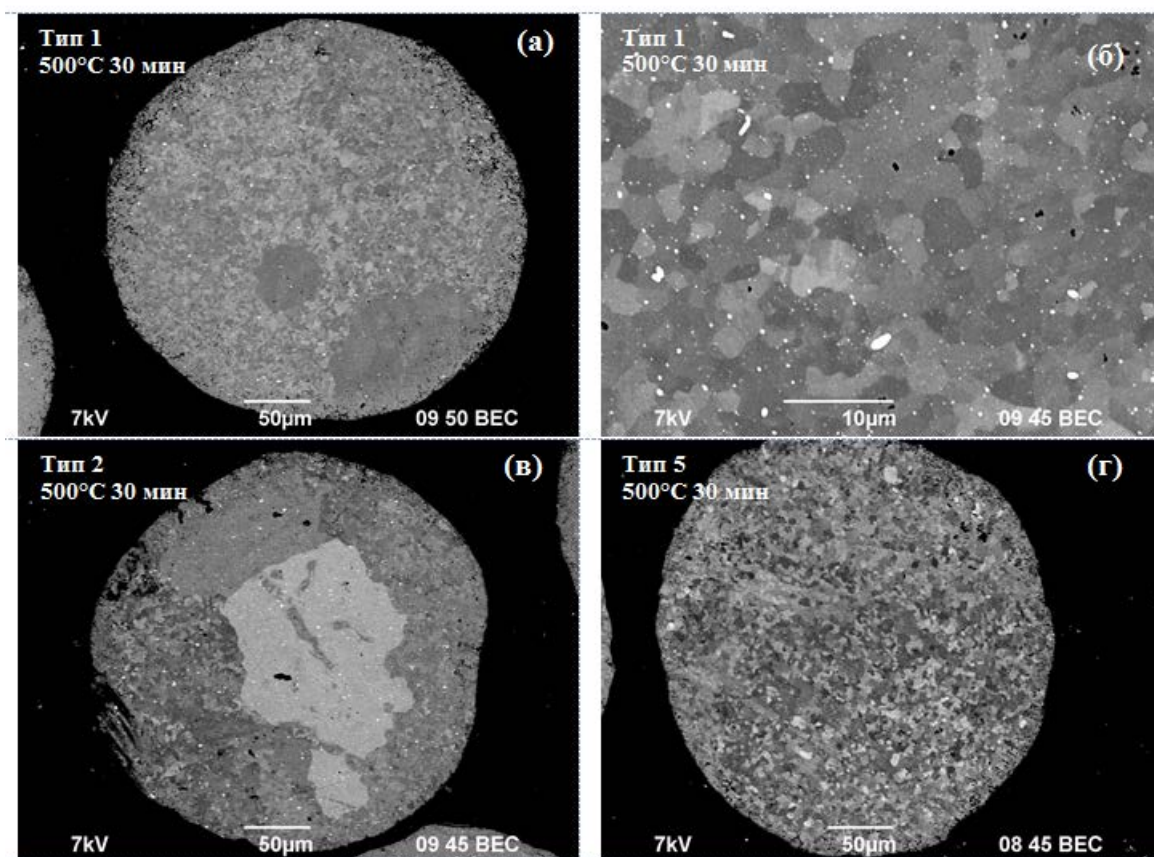


Рис. 1. Фотографии микроструктуры провода из сплавов тип 1,2 и 5 после отжига при температуре 500°C (30 мин.)

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФ № 20-19-00672.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СВОЙСТВА ШТАМПОВОЙ СТАЛИ 70ХЗГ2ФТР(м)

Ромашков Е.В., Крылова С.Е.

Оренбургский государственный университет,  
г. Оренбург  
[evgeniyromashkov@yandex.ru](mailto:evgeniyromashkov@yandex.ru)

## Введение

Повышение работоспособности тяжело нагруженного металлургического инструмента является актуальной производственной и научно-исследовательской проблемой. Основным параметром, которым определяется качество штампового инструмента, представляет собой его стойкость, зависящая от материала и режима термической обработки.

Известно, что одним из производительных методов получения сложных тонкостенных деталей из алюминиевых сплавов является способ литья под давлением (ЛПД). На основании требований международных стандартов элементы пресс-форм машин литья под давлением должны выдерживать 25-30 тыс. запрессовок без потери механических свойств и эксплуатационной стойкости. Основным параметром, определяющим надежную эксплуатацию металлургического оборудования, в том числе матриц и пуансонов машин ЛПД, является работоспособность в условиях циклического нагружения и теплового воздействия, которая напрямую зависит от химического состава материала и способа термического упрочнения.

## Результаты исследований и их обсуждение

Ранее в работах автора проанализированы и выбраны режимы предварительной термической обработки, таких как отжиг и закалка. Результаты проведенных исследований позволили рекомендовать следующий режим предварительной термической обработки для пуансона машины литья под давлением из стали 70ХЗГ2ФТР(м): отжиг II рода при температуре 950 °С, выдержка 2,5 часа, охлаждение с печью; закалка с 1000 °С, выдержка 2 часа, охлаждение в масле [1-3].

Как известно, разгаростойкость определяется сопротивлением стали образованию поверхностных трещин при многократном нагреве и охлаждении с учетом определенной твердости материала. Получены сравнительные данные разгаростойкости для сталей 4Х5МФС и 70ХЗГ2ФТР(м) в интервале температур от 350 °С до 450 °С (рис. 1).

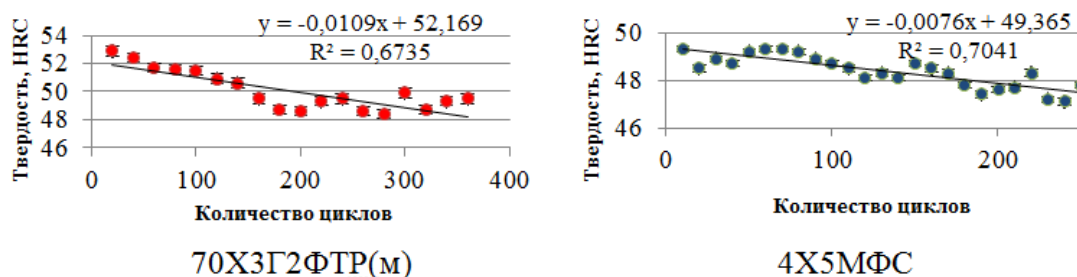
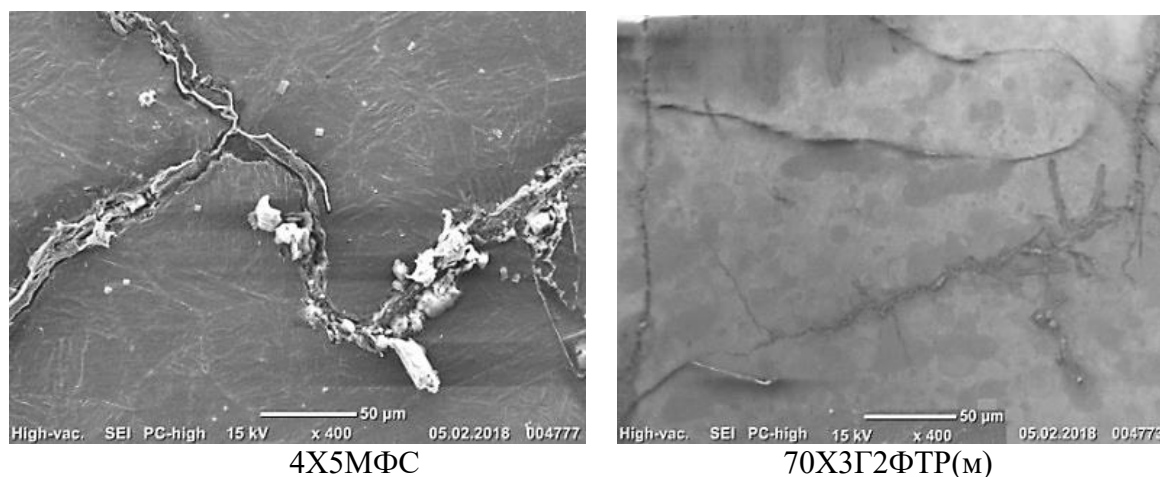


Рис. 1. Графики зависимости твердости от количества циклов разгара

Так, в стали 4X5МФС при циклическом тепловом воздействии при 400 °С на стадии 250 циклов происходит образование усталостной поверхностной трещины (рис. 2), твердость при этом составляет 47-49 НRC, в стали 70Х3Г2ФТР(м) образуется сетка разгара при температуре 450 °С после 350 циклов испытания при аналогичных значениях твердости, что согласуется с результатами испытаний на циклическую трещиностойкость данных сталей.



**Рис. 2.** Образование поверхностных трещин при испытании на разгаростойкость

*Исследование проводилось за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-00059, <https://rscf.ru/project/22-79-00059/>*

### Список литературы

1. Ромашков Е.В. Влияние термического упрочнения на поведение микролегированной стали в условиях циклического нагружения и теплового изнашивания Автореферат диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук. - 2021. – 21 с.
2. Ромашков, Е.В. Особенности термической обработки новой стали для изготовления штампов горячего деформирования / С.Е. Крылова, Е.В. Ромашков // Черные металлы №1, - 2021. - С. 54-60.
3. Пат. 2535148 РФ. Инструментальная сталь для горячего деформирования / С. В. Каманцев, С. О. Соколов, С. Е. Крылова, В. И. Грызунов, Е. Ю. Приймак и др.; заявл. 09.01.2013 ; опубл. 10.12.2014, Бюл. № 34



# ВЫДЕЛЕНИЕ КАРБОНИТРИДОВ ТИПА МХ И ФАЗЫ ЛАВЕСА В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ 650 °С В 9%СR СТАЛИ С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА И ЛЕГИРОВАННОЙ ТАНТАЛОМ

Ткачёв Е.С.

*Белгородский национальный исследовательский университет, «НИУ БелГУ»,  
г. Белгород  
[tkachev\\_e@bsu.edu.ru](mailto:tkachev_e@bsu.edu.ru)*

Мартенситные стали с содержанием хрома 9-12% вес., повышенным содержанием бора и пониженным содержанием азота являются перспективным материалом для применения в теплоэлектростанциях нового поколения, работающих на ископаемом топливе [1]. Превосходное сопротивление ползучести этих сталей связано с повышенной стабильностью реечной структуры отпущенного мартенсита обеспечиваемой дисперсией частиц карбида  $M_{23}C_6$  и карбонитридных частиц типа МХ (М – металл; Х – С/Н). Было обнаружено, что бор эффективно уменьшает размер и скорость укрупнения частиц карбида  $M_{23}C_6$ , а пониженное содержание азота подавляет образование нитрида Z-фазы при длительном воздействии ползучести [2].

Поскольку частицы карбонитридов типа МХ распределены в матрице равномерно, они выступают главными препятствиями для движения дислокаций и препятствуют их аннигиляции. Считается, что дисперсионное твердение за счет образования мелких частиц МХ приводит к значительному снижению минимальной скорости ползучести и увеличению предела ползучести [1,3]. Таким образом, начальная плотность выделения частиц типа МХ должна быть увеличена для дальнейшего повышения сопротивления ползучести данных сталей. Существует два подхода к увеличению плотности частиц: (i) увеличить их объемную долю или (ii) уменьшить размер частиц. Изменение содержания углерода не оказывает большого влияния на объемную долю карбонитридов МХ в мартенситных сталях [4], а содержание азота ограничено во избежание образования вредной фазы VN. Размер и морфология карбонитридов МХ сильно зависят от их состава. V, Nb и Ti являются наиболее распространенными элементами, образующими МХ, в классических ферритно-мартенситных сталях. Замена Nb на Ta широко используется для обеспечения образования ТаХ вместо NbХ в ферритно-мартенситных (RAFM) сталях с пониженной энергией активации [5,6]. Бэк и др. показали, что добавление 0,10-0,15 масс.% Та к стали 9Cr-0,5Mo-2W-Nb-V приводит к значительному увеличению прочности на растяжение благодаря замещению ниобия танталом в карбонитридах МХ [7]. Кроме того, карбид ТаС характеризуется повышенным сопротивлением к укрупнению по сравнению с нитридами ТаN и VN, что также положительно влияет на сопротивление ползучести [8]. Эти наблюдения показывают, что Та-содержащие 9% Cr стали с высоким содержанием В и низким содержанием N являются перспективными для применения при высоких температурах.

В настоящей работе методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) исследованы частицы вторых фаз в мартенситной стали Fe-0,1C-9Cr-1,8W-0,6Mo-3Co-0,05Nb-0,2V-0,013B-0,007N-0,085Ta после ползучести в течение 23 570 ч при приложенном напряжении 100 МПа и температуре 650 °С. Полученные результаты показывают что, как карбонитриды типа МХ, обогащенные V, так и частицы фазы Лавеса, выделяются преимущественно на межфазной границе  $M_{23}C_6$ /феррит в процессе ползучести. Методы дифракции электронов на выбранной области и ПЭМ

высокого разрешения с частиц на экстракционных углеродных репликах были использованы для выявления ориентационных отношений между фазами. Выполнен анализ вторых фаз методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) и полученные результаты сопоставлены с термодинамическими расчетами. Образовавшиеся частицы карбонитрида V(C,N) имеют неправильную форму и больший размер по сравнению с частицами (Ta,Nb)(C,N). Установлено, что легирование стали 9%Cr с низким содержанием азота Nb и Ta изменяет последовательность выделения карбонитридов типа MX и препятствует образованию сложной нитридной Z-фазы, Cr(V,Nb,Ta)N, в процессе длительной ползучести.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-01178, <https://rscf.ru/project/23-79-01178/>*

### **Список литературы**

1. Abe, F. (2008). Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants. *Science and Technology of Advanced Materials*, 9(1), 013002.
2. operations. *International Journal of Fatigue*, 135, 105565.
3. Tkachev, E., Belyakov, A., & Kaibyshev, R. (2018). Creep behavior and microstructural evolution of a 9%Cr steel with high B and low N contents. *Materials Science and Engineering: A*, 725, 228–241.
4. Xu, Y., Li, W., Wang, M., Zhang, X., Wu, Y., Min, N., Liu, W., & Jin, X. (2019). Nano-sized MX carbonitrides contribute to the stability of mechanical properties of martensite ferritic steel in the later stages of long-term aging. *Acta Materialia*, 175, 148–159.
5. Taneike, M., Sawada, K., & Abe, F. (2004). Effect of carbon concentration on precipitation behavior of M23C6 carbides and MX carbonitrides in martensitic 9Cr steel during heat treatment. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 35 A(4), 1255–1262.
6. Klueh, R. L., Cheng, E. T., Grossbeck, M. L., & Bloom, E. E. (2000). Impurity effects on reduced-activation ferritic steels developed for fusion applications. *Journal of Nuclear Materials*, 280(3), 353–359.
7. Tan, L., Poplawsky, J. D., & Yang, Y. (2021). Effects of niobium and tantalum on the microstructure and strength of ferritic-martensitic steels. *Materials Science and Engineering A*, 807, 140900.
8. Baeka, J. H., Hana, C. H., Kima, W. G., Kima, T. K., Kima, J. H., Kima, S. H., & Leea, C. B. (2009). Performance Evaluation of Advanced Ferritic/Martensitic Steels for a SFR Fuel Cladding, *Transactions of the Korean Nuclear Society Autumn Meeting Gyeongju, Korea, October 29-30, 2009*, 237-238.
9. Tan, L., Byun, T. S., Katoh, Y., & Snead, L. L. (2014). Stability of MX-type strengthening nanoprecipitates in ferritic steels under thermal aging, stress and ion irradiation. *Acta Materialia*, 71, 11–19.

# МНОГОФАЗНАЯ СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0,25-0,44 % ПОСЛЕ ДВУХСТУПЕНЧАТОЙ ПРЕРЫВИСТОЙ ЗАКАЛКИ

Ткачёв Е.С., Борисов С.И., Гайдар С.М., Кайбышев Р.О.

*Российский государственный аграрный университет -  
Московская сельскохозяйственная академия имени К.А. Тимирязева,  
г. Москва  
[tkachev\\_e@bsu.edu.ru](mailto:tkachev_e@bsu.edu.ru)*

Низколегированные стали, легированные кремнием и марганцем и обработанные прерывистой закалкой или, так называемой, закалкой-распределением (Quenching and partitioning, Q&P), считаются разновидностью усовершенствованных высокопрочных сталей благодаря уникальному сочетанию предела текучести, предела прочности при растяжении, пластичности и вязкости разрушения [1-3]. Высокая прочность и хорошая пластичность этих сталей в основном обусловлены многофазной микроструктурой с контролируемыми долями обедненного углеродом мартенсита и аустенита, обогащенного углеродом. Обработка Q&P обычно включает аустенитизацию с последующим быстрым охлаждением до температуры между температурой начала и конца мартенситного превращения (точки Ms и Mf) для получения первичного мартенсита и значительного количества остаточного аустенита. Затем проводят стадию распределения при температуре для разделения углерода из пересыщенного мартенсита в нетрансформированный аустенит.

В многочисленных работах повышенная пластичность и высокое значение произведения прочности на относительное удлинение данных сталей объясняются высоким деформационным упрочнением за счет TRIP-эффекта. [1,2,4]. Повышенная пластичность этих сталей в основном зависит от размера, морфологии и содержания углерода в остаточном аустените. Было обнаружено, что остаточный аустенит с блочной морфологией трансформируется в мартенсит деформации при меньших деформациях по сравнению с более стабильным аустенитом пленочной формы. Наблюдаемая разница в стабильности аустенита с блочной и пленочной морфологией объясняется как механической стабилизацией высоким гидростатическим давлением, создаваемым окружающим мартенситом, так и химической стабилизацией за счет повышенного содержания углерода. Значительное влияние на стабилизацию аустенита и механические свойства данных сталей оказывает химический состав стали, в особенности содержание углерода.

Исследованию структуры и механических свойств сталей после прерывистой закалки с разным содержанием углерода и примерно одинаковым содержанием элементов замещения посвящено ограниченное количество исследований [2]. Содержание углерода в стали играет важную роль в выделении и укрупнении карбидов в первичном мартенсите и оказывает существенное влияние на размер и стабильность островков остаточного аустенита. Таким образом, рассмотрение влияния углерода на микроструктуру и механические свойства является важной задачей для установления соответствующего микроструктурного дизайна данных сталей.

В настоящей работе проведено исследование влияния прерывистой закалки на микроструктуру и механические свойства трех кремнемарганцевых сталей с примерно одинаковым содержанием элементов замещения и отличающихся содержанием углерода (Таблица). Особое внимание уделено установлению влияния содержания углерода на распределение остаточного аустенита по размерам и стабильность

этой фазы при растяжении. В этой работе стали подвергали закалке в соляной ванне с температуры 900 °С до 230 °С для получения различных долей первичного мартенсита, а последующая операция распределения при 350 °С использовалась для завершения бейнитного превращения и минимизации образования вторичного мартенсита в конечных микроструктурах.

**Таблица.** Химический состав исследуемых сталей, вес.%.

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
Fe-0.25C	0.25	1.60	1.50	0.50	0.30	0.01	0.005
Fe-0.33C	0.33	1.85	1.44	0.58	-	0.01	0.007
Fe-0.44C	0.44	1.81	1.33	0.82	0.28	0.01	0.007

Исследование микроструктуры с использованием растровой и просвечивающей микроскопии показало, что увеличение содержания углерода приводит к заметному увеличению объемной доли остаточного аустенита, имеющего пленкообразную форму, а также к увеличению и уменьшению содержания углерода в этой фазе и мартенсите соответственно. Производство прочности на удлинение имеет тенденцию к увеличению с увеличением углерода, а поглощенная энергия удара на стандартных образцах с V-образным надрезом уменьшается с 80 до 26 Дж. Вязкость разрушения контролируется содержанием углерода в мартенсите, в то время как остаточный аустенит увеличивает вклад вязкого разрушения в общий процесс разрушения. Для сталей с относительно высоким содержанием углерода характерна повышенная объемная доля вторичного мартенсита, повышающего склонность стали к хрупкому разрушению. Производство прочности и удлинения не коррелирует с ударной вязкостью в сталях после прерывистой закалки. Предел текучести и предел прочности исследуемых сталей после прерывистой закалки слабо зависят от общего содержания углерода и составляет более 1200 МПа и 1450 МПа, соответственно.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, соглашение №075-15-2021-572 от 31 мая 2021.*

### Список литературы

1. N. Fonstein, *Advanced High Strength Sheet Steels*, Springer, 2015
2. Eun Jung Seo, Lawrence Cho, Yu. Estrin, Bruno C. De Cooman, *Microstructure-mechanical properties relationships for quenching and partitioning (Q&P) processed steel*, *Acta Mater.* 113 (2016) 124-139.
3. D. K. Matlock, J.G.Speer, *Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts*. In *Microstructure and Texture in Steels*, 2009, 185–205).
4. Zongbiao Dai, Hao Chen, Ran Ding, Qi Lu, Chi Zhang, Zhigang Yang, Sybrand van der Zwaag, *Fundamentals and application of solid-state phase transformations for advanced high strength steels containing metastable retained austenite*, *Mater. Sci. Eng. R* 143 (2021) 100590.

## ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ОКСИДА АЛЮМИНИЯ НА СВОЙСТВА КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

Ланцев Е.А., Нохрин А.В., Сметанина К.Е., Мурашов А.А.

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
Нижний Новгород, Россия  
[elancev@nifti.unn.ru](mailto:elancev@nifti.unn.ru)*

Мелкозернистые керамики на основе карбида вольфрама обладают высокой твердостью по Виккерсу ( $H_v$ ) превышающей 30 ГПа, и повышенной трещиностойкостью ( $K_{IC}$ ), превышающей  $4-5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ . Для дальнейшего повышения механических свойств карбида вольфрама в него добавляют частицы оксидов, карбидов и нитридов. Спекание карбида вольфрама до теоретической плотности затруднено, из-за чего в структуре керамики присутствуют микропоры, являющиеся источниками зарождения микротрещин. Введение дисперсных частиц в карбид вольфрама позволит повысить его прочность и трещиностойкость, а также позволяет регулировать коэффициент трения, являющийся важной характеристикой износостойкости керамики.

Целью данной работы является разработка и исследование новых ультрамелкозернистых (УМЗ) дисперсно-упрочненных керамик WC-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Для создания керамик используются технология плазмохимического синтеза нанопорошков монокарбида вольфрама и технология их высокоскоростного электроимпульсного («искрового») плазменного спекания (ЭИПС).

В качестве объектов исследования в данной работе выступали нанопорошки монокарбида вольфрама  $\alpha$ -WC. Нанопорошок  $\alpha$ -WC был получен плазмохимическим методом с последующим отжигом в водороде при температуре 1050° (3 ч). К нанопорошку  $\alpha$ -WC добавлялось 1, 3, 5 вес.% субмикронных порошков  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (производитель Nanoe, Франция) со средним размера частиц ~0.2 мкм. Теоретическая плотность Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> принята равной 4.0 г/см<sup>3</sup>. Порошки WC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> перемешивались в планетарной мельнице Pulverisette 6, при комнатной температуре, в среде изопропилового спирта объемом 45-60 мл. Для уменьшения степени агломерированности, перед перемешиванием порошки подвергались двухстадийной ультразвуковой обработке (УЗО) с использованием UP200Ht (Hielscher UP 200 Ht). В изопропиловый спирт добавлялось необходимое количество (1, 3, 5 вес.%) порошка Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и полученная суспензия подвергалась УЗО в течение 5 мин. Далее порошки WC-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> перемешивались в планетарной мельнице со скоростью 150 об/мин в течение 16 ч, с перерывом 1 мин/ч для предотвращения избыточного нагрева и с изменением направления вращения. Полученная суспензия помещалась в вакуумный шкаф и высушивалась при температуре 50° и давлении 100 мбар.

Добавление 0.1-0.3 вес.% графита в состав порошков WC-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, необходимое для предотвращения образования фазы W<sub>2</sub>C, проводилось путем перемешивания в планетарной мельнице, в среде изопропилового спирта, в течение 6 ч со скоростью 150 об/мин с перерывом 1 мин/ч и сменой направления вращения.

Компактирование цилиндрических образцов диаметром 12 мм и высотой  $h = 5$  мм проводилось методом ЭИПС при помощи установки Dr. Sinter model SPS-625. Образцы спекались из порошковых прессовок массой 8 г в режиме непрерывного нагрева со скоростью 50°/мин до температуры спекания  $T_s$  с последующим охлаждением в свободном режиме. Выдержка при температуре  $T_s$  отсутствовала. Одноосное давление (70 МПа) прикладывалось к образцам одновременно с началом нагрева.

Температура определялась оптическим пирометром CHINO IR-AN, сфокусированным на поверхности графитовой пресс-формы. Точность определения температуры составляла  $\pm 20^\circ$ . В процессе эксперимента с использованием дилатометра, входящего в состав установки Dr. Sinter model SPS-625 фиксировалась, величина эффективной усадки порошков. Для учета вклада термического расширения пресс-формы производился эксперимент по нагреву пустых пресс-форм. Истинная величина усадки ( $L$ ) определялась путем вычитания теплового расширения пресс-формы из экспериментально измеренной «эффективной» величины  $L_{\text{eff}}(T, t)$  по методике.

Было установлено, что повышение содержания  $\text{Al}_2\text{O}_3$  от 1 до 5% не приводит к изменению кинетики усадки порошков карбида вольфрама. Оптимальная температура спекания порошков  $\text{WC-Al}_2\text{O}_3$  составляет  $1450^\circ\text{C}$ , что на  $50^\circ\text{C}$  превышает температуру окончания усадки порошка  $\text{WC}$ . Зависимости  $L(T)$  имеют трехстадийный характер: незначительное уплотнение при низких температурах  $600\text{--}1000^\circ\text{C}$  (Стадия I), интенсивная усадка в области средних температур нагрева  $1000\text{--}1350^\circ\text{C}$  (Стадия II) и, вновь, стадия слабого изменения усадки в интервале температур от  $1400^\circ\text{C}$  до  $T_s$  (Стадия III). Наблюдаемое различие в абсолютных значениях усадки порошков  $\text{WC}$  и  $\text{WC-Al}_2\text{O}_3$  связано с различной начальной массой порошковой прессовки.

Установлено, что методом электроимпульсного («искрового») плазменного спекания получены образцы керамик  $\text{WC-Al}_2\text{O}_3$  с высокой относительной плотностью (95.4–98.1%). Керамики имеют однородную ультрамелкозернистую микроструктуру с размером зерна 0.1–0.2 мкм и повышенными механическими свойствами. Введение в состав плазмохимического нанопорошка карбида вольфрама частиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$  увеличивает температуру окончания усадки при ЭИПС на  $\sim 50^\circ\text{C}$ .

Показано, что введение графита в состав нанопорошков  $\text{WC-3\%Al}_2\text{O}_3$  приводит к появлению двухстадийного характера зависимости уплотнения на второй стадии спекания. Средняя величина энергии активации ЭИПС для керамики  $\text{WC-3\%Al-0.3\%C}$  составляет  $7 \text{ kT}_m$ . По нашему мнению, снижение энергии активации ЭИПС на заключительной высокотемпературной стадии нагрева обусловлено уменьшением содержания фазы  $\text{W}_2\text{C}$ , наличие которой может приводить к аномальному росту зерен и к замедлению процесса спекания.

Показано, что кинетика уплотнения порошков  $\text{WC-Al}_2\text{O}_3$  носит трехстадийный характер, вторая и третья стадии спекания контролируются зернограницной диффузией углерода в карбиде вольфрама. Введение графита в состав нанопорошков  $\text{WC-Al}_2\text{O}_3$  приводит к снижению интенсивности образования фазы  $\text{W}_2\text{C}$ , тем самым ускоряя процесс диффузионного растворения пор на третьей стадии спекания за счет уменьшения энергии активации ЭИПС.

*Работа выполнена при поддержке РФФ № 22-73-10175.*

## ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА СВОЙСТВА ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Ланцев Е.А., Малехонова Н.В., Нохрин А.В., Сметанина К.Е., Мурашов А.А.

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет  
им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия*

[elancev@nifti.unn.ru](mailto:elancev@nifti.unn.ru)

Тяжелые вольфрамовые сплавы (ТВС) обладают интересным сочетанием одновременно повышенной прочности и пластичности при комнатной температуре, высокой радиационной стойкостью и др. Анализ литературных данных показывает, что одним из перспективных способов получения ТВС является технология электроимпульсного («искрового») плазменного спекания (ЭИПС), которая представляет собой способ высокоскоростного горячего прессования. Возможность спекать материалы при очень высоких скоростях нагрева (до 2500 ° /мин) позволяет снизить скорость роста зерен и изготавливать мелкозернистые ТВС с высокой прочностью и твердостью.

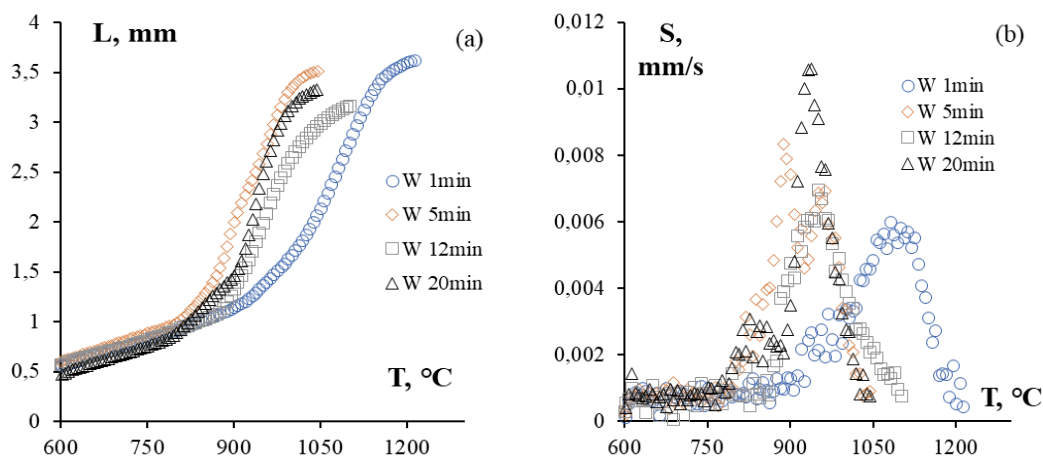
Целью настоящей работы является исследование процессов высокоскоростного спекания образцов чистого вольфрама и вольфрамового сплава W + 5%Ni, а также изучение параметров микроструктуры и механических свойств полученных образцов.

В качестве объектов исследования выступали промышленные порошки вольфрама  $\alpha$ -W и порошки  $\alpha$ -W + 5wt.%Ni. Использовались порошки вольфрама со средним размером частиц 3-5  $\mu\text{m}$  и порошки  $\beta$ -Ni со средним размером частиц по Фишеру 20  $\mu\text{m}$ . Исходные крупнозернистые композиции получали путем перемешивания порошков W и Ni в стандартном биконическом смесителе. Время перемешивания составляло 15 h, скорость перемешивания – 100 rev/min. ВМА порошков W и W+5%Ni проводилась в планетарной мельнице АПФ-3 (Россия). Ускорение мельющих тел составляло 60 g, скорость перемешивания – 1450 rev/min. Контейнер и мельющие шары  $\varnothing$ 10 mm были изготовлены из стали ШХ-15. ВМА длительностью 1, 5, 12 и 20 min осуществлялась в среде аргона с добавлением этилового спирта.

Предварительное компактирование цилиндрических образцов массой 8 g, диаметром 12 mm и высотой 5 mm проводилось с помощью стальной пресс-формы. Для удаления избыточного кислорода, адсорбированного на поверхности наночастиц, прессовки отжигались в среде водорода при 900 °C в течение 1 часа. ЭИПС отожженных прессовок осуществлялось при помощи установки Dr. Sinter model SPS-625. Образцы спекались в режиме непрерывного нагрева со скоростью 25 °/min до температуры спекания  $T_s$  с последующим охлаждением в свободном режиме. Выдержка при температуре  $T_s$  отсутствовала. Одноосное давление (70 МПа) прикладывалось к образцам одновременно с началом нагрева. Температура определялась оптическим пирометром CHINO IR-АН, сфокусированным на поверхности графитовой пресс-формы. Точность определения температуры составляла  $\pm 20$  °. В процессе эксперимента с использованием дилатометра Futaba Pulscale SMM151A, входящего в состав установки Dr. Sinter model SPS-625, фиксировалась величина эффективной усадки порошков  $L_{\text{eff}}$ . Для учета вклада термического расширения пресс-формы производился эксперимент по нагреву пустых пресс-форм. Истинная величина усадки (L) определялась по формуле:  $L(T) = L_{\text{eff}}(T) - L_0(T)$ .

Перед исследованием микроструктуры и механических свойств образцы спеченных образцов подвергались механической шлифовке и полировке для устранения науглероженного слоя толщиной  $\sim 300\text{-}350\ \mu\text{m}$ , образующегося из-за диффузии углерода из графитовой пресс-формы в поверхность керамического образца.

Установлено, что зависимость усадки порошков от температуры нагрева  $L(T)$  имеет классический трехстадийный характер (рис. 1) – низкотемпературная Стадия I, на которой интенсивность уплотнения мала, стадия интенсивной усадки (Стадия II) и высокотемпературная Стадия III, на которой скорость усадки порошков вновь мала.



**Рис. 1.** Температурные зависимости усадки  $L$  (a) и скорости усадки  $S$  (b) порошков  $W$ , полученных методом ВМА различной длительности ( $t_{\text{ВМА}}$ ):  
 ● – 1 min, ◆ - 5 min, ■ – 12 min, ▲ – 20 min

С использованием метода высокоэнергетической механоактивации (ВМА) и электроимпульсного («искрового») плазменного спекания (ЭИПС) получены образцы мелкозернистого вольфрама и сплава  $W + 5\%Ni$ . Образцы характеризуются высокой относительной плотностью (96.3-99.19%), малым размером зерна (0.3-0.8  $\mu\text{m}$ ) и высокими механическими свойствами. Твердость образцы вольфрама и  $W+5\%Ni$  достигает 6.5 ГПа и 7.6 ГПа, соответственно, а минимальный коэффициент трещиностойкости по Палмквисту для данных сплавов составляет 5.1 и 6.2  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ . Твердость полученных мелкозернистых образцов в 1.5-2 раза превосходит твердость крупнозернистых промышленных вольфрамовых сплавов.

Определены механизмы высокоскоростного спекания механоактивированных нанопорошков  $W$  и  $W + 5\%Ni$ . Показано, что в процессе ЭИПС в сплавах происходит образование интерметаллидных фаз  $Me_xW_yC_z$  и  $Me_xW_y$ , причиной появления которых является, в первую очередь, намол сторонних примесей от стальных шаров и контейнера. Образование интерметаллидных фаз приводит к немонотонному изменению энергии ЭИПС при увеличении времени ВМА в области «средних» температур нагрева (в области интенсивной усадки порошка). В области «высоких» температур нагрева энергия активации ЭИПС слабо зависит от времени ВМА и близка к энергии активации зернограничной диффузии.

*Работа выполнена при поддержке РФФ № 22-79-10080.*



## **ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА ЛАТУНИ МАРКИ ЛМцАЖН В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАЗМЕР И ФОРМУ ВКЛЮЧЕНИЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ**

**Святкин А.В., Гнусина А.М., Грызунова Н.Н.**

*Тольяттинский государственный университет,  
Тольятти, Россия,  
[gryzunova-natalja@yandex.ru](mailto:gryzunova-natalja@yandex.ru)*

Специальные сложнолегированные двухфазные латуни применяются для особо нагруженных деталей в узлах трения машин и механизмов. Однако при производстве ответственных деталей автомобиля из латунных сплавов наблюдаются дефекты при их обработке.

Анализ научных работ [1,2] и проведенные исследования [3] показали, что именно в диапазоне температур горячей деформации, происходят процессы, определяющие склонность латуни к разрушению. В работах [2-4] отмечается, что наибольшей склонностью к растрескиванию обладают двухфазные латуни с наличием третьей фазы в виде интерметаллидов. В связи с этим целью настоящей работы было выявить влияние температуры нагрева латуни марки ЛМцАЖН на морфологию и размеры в ней интерметаллидных включений.

Для этого был проведен нагрев латуни марки ЛМцАЖН имитирующий нагрев под горячую деформацию. Образцы подвергались термообработке: закалке на воздухе при различных режимах (при температурах закалки 700, 750, 800 или 830°C и выдержке 14 минут).

В результате было установлено, что интерметаллиды при нагреве изменяют морфологию, размеры, а также химический состав.

Так, при температуре нагрева 700°C, в образцах в большом количестве встречаются правильные многогранники размером от 0,5 до 4 мкм, эллипсообразные интерметаллиды с признаками огранки, единичные «звездочки-снежинки» и полые стержни с растущими кристаллами. Потери когерентной связи эллипсообразных силицидов с основным раствором выявлено не было, но наблюдался выраженный ореол, т.е. зона, где отмечено перераспределение элементов между силицидом и матричным раствором. Местами можно наблюдать эллипсообразные ограненные интерметаллиды с признаками «отслоения» граней. Наблюдаются разрозненные участки упорядоченной фазы размером 0,5-1,5 мкм, мелкие силициды 600-700 нм и особо мелкие 270-570 нм. Крупные стержни имеют на поверхности мелкие вторичные кристаллические образования.

При температуре нагрева 750°C, появляется потеря когерентности стержней, вторичные кристаллы на них растут в виде «звездочек-снежинок», многогранники приобретают выраженное углубление, наблюдается отслоение граней появляются включения эллипсообразной формы. Можно увидеть много «вырожденных» силицидов – сложной формы типа звезда или розетка, а также силициды с отверстиями. Мелкодисперсные включения увеличиваются в размерах до 0,7-1,9 мкм. По матричному раствору упорядочивание происходит не локально, а сплошными участками.

При закалке образцов при температуре 800°C образуются интерметаллидные включения похожие на включения в образцах при температуре закалки 750°C. В этом случае также наблюдается потеря когерентности стержней, однако полость внутри стержней увеличивается в размерах и появляется выраженный ореол. На поверхности стержней образуются мелкие вторичные кристаллы другой морфологии.

Упорядоченная  $\beta'$ -фаза имеет более дисперсное строение. Отдельные границы зерен расширены (присутствует зернограничная симметрия).

При нагреве образцов при 830°C, в них появляются в больших количествах ограниченные эллипсообразные силициды (без признаков отслоения), на поверхности которых наблюдаются дислокации. Кроме этого дислокации можно наблюдать и на участках, прилегающих к силицидам. В самих эллипсообразных силицидах присутствуют отверстия. В образцах в большом количестве выявляются мелкодисперсные включения размерами от 250 до 950 нм (медианное значение – 450 нм), без учета мелкой сыпи 135-303 нм. Ореол вокруг силицидов выраженный, но потери когерентности нет. В образце присутствуют розеточные интерметаллиды в виде полых стержней с крупными кристаллическими образованиями на поверхности. Имеются признаки упорядоченной структуры  $\beta'$ -фазы.

По совокупности экспериментальных данных можно предположить, что разрушение происходило при нагреве до температуры около 800°C и сопровождалось отслоением поверхности силицида и потерей когерентной связи с матрицей сплава. При температурах ниже 750°C участки сохраняют достаточную пластичность и когерентную связь с матрицей.

Элементный анализ включений показал увеличение концентрации алюминия в эллипсообразных интерметаллидах с повышением температуры нагрева. Причем увеличение доли алюминия более выражено при температурах нагрева выше 750°C.

Таким образом установлено, что при разных температурах нагрева возникают разные морфологические особенности и меняется химический состав интерметаллидных включений. В частности, установлено, что в эллипсообразных интерметаллидах в интервале 750...830° С вследствие диффузионных процессов возрастает концентрация алюминия, которая приводит к обеднению прилегающих участков матрицы и сопровождается потерей когерентной связи между интерметаллидом и матрицей. По нашему мнению, это может способствовать снижению прочностных характеристик сплава в данном диапазоне.

## Список литературы

1. Пугачева Н.Б., Лебедь А.В. Влияние структуры прессованной трубной заготовки из латуни 59Cu-3,5Mn-2,5Al-0,5Fe-0,4Ni на характер разрушения при последующей горячей штамповке // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Физико-математические науки. 2012. № 4. С. 180–187.
2. Герасимова А.В. Разработка способов изменения структурного состояния и свойств деформируемой алюминий-железо-никель-кремнистой латуни: дис. к. т. н. / Екатеринбург. 2018. 150с.
3. Святкин А.В. Влияние температуры нагрева под штамповку на склонность к растрескиванию заготовок из ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,4-0,2 // Вектор науки ТГУ. 2018. №3 (45). С. 48 – 56.
4. Копыл М.Д., Тропотов А.В., Котляров И.В. Латунные сплавы для колец синхронизаторов совершенствуются // Автомобильная промышленность. 1999. № 10. С. 26–29.

## ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ЛАТУНЕЙ

Святкин А.В.

*Тольяттинский государственный университет,*

*г. Тольятти, РФ*

[astgl@mail.ru](mailto:astgl@mail.ru)

Многокомпонентные специальные латуни, совместно легированные марганцем, алюминием и кремнием, используются для изготовления деталей, подвергаемых фрикционной нагрузке. Высокий комплекс показателей износостойкости, прочности, низкого коэффициента трения определило применимость легированных латуней в узлах, испытывающих высокие контактные давления и скорости вращения. Наиболее востребованы различными отраслями экономики  $(\alpha+\beta)$ -латуни и  $(\alpha+\beta)$ -латуни упрочненные силицидами  $(\text{Fe,Mn})_x\text{Si}_y$ . Недостатками данных сплавов являются нестабильность технологических и эксплуатационных свойств. Полупродукты отличаются склонностью к растрескиванию в процессе хранения, транспортировки и технологической переработки и нестабильными свойствами [1, 2].

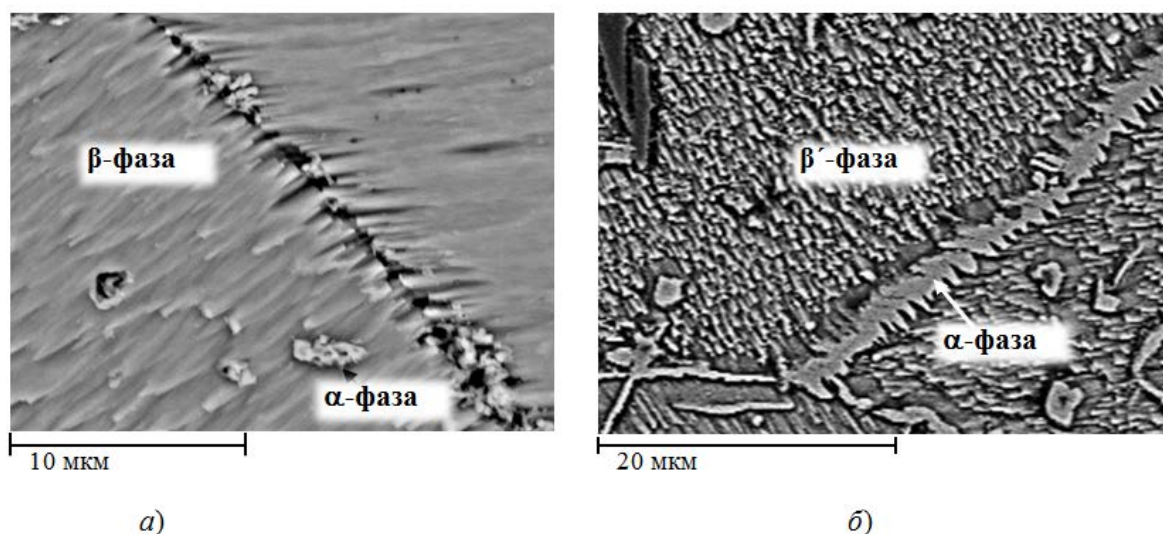
В результате комплекса исследовательских работ было показана взаимосвязь трещиностойкости сплавов ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 и ЛС58-2 с условиями производства деформированных полуфабрикатов. Нагрев и деформация при незавершенной перекристаллизации:  $\beta \leftrightarrow \alpha + \beta + \text{Mn}_5\text{Si}_3$ ,  $\alpha + \beta \leftrightarrow \alpha + \beta + \text{Mn}_5\text{Si}_3$  (рис. 1) [3] приводят к формированию неравновесных структур: неполной динамической рекристаллизации, текстуры деформации  $\beta$ -фазы, метастабильным образованиям, потере сплошности между матрицей и армирующими интерметаллидами. В этих условиях неизбежно формирование высокого уровня напряжений 1 и 2 рода сопоставимого с пределом текучести сплавов. Последующие операции холодной пластической деформации способствуют накоплению напряжений 1 рода, что провоцирует разрушение при обработке.

Нестабильность сплава является одной из основных причин трещинообразования в процессе последующей штамповки. Неравновесное состояние фиксируется не только в матричном растворе, но и в упрочняющих фазах. В силицидах отмечается изменение элементного состава и рост вторичных кристаллов. Для сплавов ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4, ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 и ЛМцАКНХ 62-3-3-1-1-1 экспериментально подтверждено образование высокодисперсных силицидов при длительном нагреве в интервале 700...800 °С с максимумом при 750 °С. В стабилизированном состоянии латуни химический состав силицида при нагреве под штамповку значимо не изменяется.

При исследовании разрушенных заготовок выявлена повышенная концентрация алюминия и кремния на границах нерекристаллизованных зерен. Поскольку последующий отжиг многокомпонентных латуней при температуре 320...450° С приводит к релаксации напряжений и образованию по границам стабильной  $\alpha$ -фазы (рис. 1), одной из основных причин интеркристаллитного разрушения латуней является формирование неравновесных зернограницных сегрегаций. Многокомпонентные латуни в стабилизированном состоянии не проявляют склонности к трещинообразованию как в холодном, так и горячем состоянии. Таким образом, решением проблемы технологической хрупкости является подбор оптимального химического со-

става, в первую очередь меди, алюминия и кремния, стабилизирующих режимов нагрева и выдержки при горячей деформации и термообработки.

Положительный результат по исключению растрескивания сплава ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4 за счет оптимизации требований к химическому составу и способу производства [4] позволил предположить, что возможен обратный подход при решении проблемы трещинообразования. Предполагается, что ускорение процессов стабилизации сплава за счет увеличения доли  $\alpha$ -стабилизирующих элементов: меди и никеля, позволит исключить риск растрескивания и снизить время термической обработки для стабилизации. Данный подход был реализован при разработке сплава ЛМцАКНХ 62-3-3-1-1-1.



**Рис. 1.** Граница зерна в сплаве ЛМцАЖН 59-3,5-2,5-0,5-0,4:  
а) после нагрева до 780° С; б) в после отжига при 450° С

### Список литературы

1. Тропотов А.В., Пугачева Н.Б., Рязанцев Ю.В., Жукова Л.М. Исследование остаточных напряжений в изделиях, изготовленных из сложнолегированной латуни // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. № 1. С. 28 – 32.
2. Копыл М.Д., Тропотов А.В., Котляров И.В. Латунные сплавы для колец синхронизаторов совершенствуются // *Автомобильная промышленность*. 1999. № 10. С. 26–29.
3. Антипов В.В. Исследование фазового состава и повышение эксплуатационных характеристик марганцевых латуней, используемых в автомобильной промышленности : дис. ... кандидата технических наук. Москва, 2002. 201 с.
4. Патент № 2763371 С2 Российская Федерация, МПК С22С 9/04, С22С 1/03, С22F 1/08. Латунь для колец синхронизаторов и способ изготовления заготовок: № 2020119672 : заявл. 15.06.2020 : опубл. 28.12.2021 / А.В. Святкин, А.С. Овчинников; заявитель Акционерное общество «АВТОВАЗ».

## РАСПРОСТРАНЕНИЕ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ В ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0,44 %

Борисова Ю.И., Мишнев Р.В., Гайдар С.М., Кайбышев Р.О.

*Российский государственный аграрный университет -  
МСХА им. К.А. Тимирязева, г. Москва*  
[borisova\\_yu@bsu.edu.ru](mailto:borisova_yu@bsu.edu.ru)

В настоящее время новые высокопрочные стали находятся на стадии исследования в рамках программы по разработке и внедрению в производство, в первую очередь в автомобилестроении, перспективных высокопрочных сталей третьего поколения с использованием обработки «закалка-распределение» (quenching and partitioning Q&P). Q&P обработка обеспечивает повышение пластичности и ударной вязкости за счет некоторого понижения прочности в сталях с содержанием углерода от 0,2 до 0,4 вес.%. В многочисленных работах повышенная пластичность и высокое значение произведения прочности на относительное удлинение данных сталей объясняются высоким деформационным упрочнением за счет TRIP-эффекта. В настоящей работе проведено исследование влияния температуры закалки при обработке «закалка-распределение» на распространение полос деформации и проявления TRIP-эффекта в стали с 0.44 масс.% С.

В работе была исследована среднеуглеродистая сталь 0,44C–0,82Cr–1,81Si–1,33Mn–0,28Mo (в масс.%). Q&P обработка состояла из трех ступеней: нагрев до температуры 900°C, выше точки  $A_{C3}$ , выдержка в течение 5 минут, закалка в горячей среде (соляном расплаве) при температурах 140 - 250°C в течение 15 секунд и операция распределения при температуре 400°C, время выдержки в соляном расплаве составило 60 секунд. На деформационных кривых после испытаний на одноосное растяжение после закалки при 140-200°C наблюдается проявление неустойчивого пластического течения (эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ)), которое проявляется в виде увеличения напряжения течения с последующим падением до или ниже общего уровня напряжения с увеличением времени испытания на растяжение. Скачкообразная деформация и непрерывное распространение полосы деформации свойственно для неустойчивости пластического течения типа А. Деформационные кривые стали после обработки «закалка-распределение» при температурах закалки 140-220°C демонстрируют две отчетливые стадии: короткий переходный участок, характеризующийся быстрым деформационным упрочнением, за которым следует участок скачкообразной деформации. Характеристики полос деформации были определены по картам локальной скорости деформации, показывающим изменение распределения локальной скорости деформации вдоль вертикальной оси образца (вдоль оси растяжения) во времени испытаний. Увеличение степени деформации сопровождается наличием скачков напряжения, и реализации превращения аустенит→мартенсит деформации. Исследование с помощью РЭМ образца на растяжение в области шейки после разрушения показало, что объемная доля остаточного аустенита уменьшается и составляет менее 2%. Данный факт подтверждает трансформацию большей части остаточного аустенита в процессе деформации, что обеспечивает высокую пластичность в исследуемой стали.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, соглашение №075-15-2021-572 от 31 мая 2021.*

# НАЦИОНАЛЬНЫЕ ВЫЗОВЫ В ЦИФРОВОМ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ

**Кочетов И.И.**

*Фонд инфраструктурных и образовательных программ,*

*г. Москва*

[Ivan.Kochetov@rusnano.com](mailto:Ivan.Kochetov@rusnano.com)

**Аннотация:** В работе исследованы ключевые сферы научных исследований в России и мире, а также представлена платформа для взаимодействия науки и бизнеса BlackMathics.

**Ключевые слова:** цифровое материаловедение, наука, бизнес.

## **Введение**

Цифровое моделирование материалов является общепризнанным направлением в современном материаловедении. Базы данных и машинное обучение стали общепризнанными инструментами в создании и исследовании новых материалов и конструировании различных технологических проектов. В этой статье исследуются ключевые сферы интересов материаловедов в России и мире. Мы признаем растущую потребность в более тесном взаимодействии бизнеса и науки, в создании коллабораций и взаимовыгодных исследовательских проектов. Для облегчения общения мы запускаем проект Blackmathics для поддержки общения и команд, работающих на передовых рубежах цифрового материаловедения.

## **Направления исследований материаловедов в России и мире**

Используя информацию из научных статей и патентов, опубликованных за последние 10 лет, мы установили материаловедческие направления в России и мире.

Изучив более десяти тысяч зарубежных научных статей мы сделали вывод о том, что зарубежные исследования касаются как правило оптики в тесной связи с оптоэлектроникой, композитными материалами, механикой и нанотехнологиями, при этом центральной составляющей всей этой цепочки является тема «Компьютерные симуляции». Все это говорит о том, что зарубежные исследования как правило направлены на решение каких-либо технологических проблем промышленных (и не только) компаний, что говорит о высокой эффективности коммуникации между наукой и бизнесом.

Данные, которые мы получили, исследуя аналогичным образом российские научные статьи показывают, что в российских исследованиях преобладают фундаментальные темы в области физики, механики и оптики, имеющие весьма отдаленные перспективы реального применения в промышленности, что говорит о существующих проблемах во взаимодействии между научными группами и промышленными компаниями (бизнесом), ввиду чего многие научные исследования российских ученых остаются невостребованными и не находят практического применения в реальной жизни.

## **Решение проблемы**

Для решения данной проблемы мы предлагаем создать онлайн-портал BlackMathics, который позволит наладить коммуникацию между наукой и бизнесом, тем самым повышая востребованность российских научных исследований с одной

стороны и решать актуальные проблемы индустриальных и промышленных компаний с другой.

Кроме того, стоит упомянуть о том, что мы активно ведем работу в сфере цифрового материаловедения, в том числе разрабатываем образовательные программы по данной тематике для создания новых, инновационных материалов в разных научных направлениях. На данный момент нами разработаны 7 комплексных образовательные программы по цифровому моделированию материалов:

1. Цифровое моделирование новых водородо-аккумулирующих материалов для хранения и транспортировки водорода;
2. Цифровое моделирование системы «материал-покрытие» для производства деталей горячего тракта газотурбинных агрегатов;
3. Цифровое моделирование полупроводниковых мультислоистых наноматериалов для использования в новых лазерных гетероструктурах;
4. Цифровое моделирование функциональных элементов и состава мембранно-электродных блоков электролизеров;
5. Цифровое моделирование коррозионной стойкости стали с помощью физически и химически обоснованных моделей;
6. Цифровое моделирование новых полимерных материалов для солнечной энергетики;
7. Цифровое моделирование новых термоэлектрических материалов.

### **Выводы**

В работе исследованы ключевые научные направления исследований российских и зарубежных ученых, определена существующая проблема в коммуникации науки и бизнеса в России, и представлена онлайн-платформа BlackMathics в качестве решения этой проблемы, а также представлены образовательные программы по цифровому моделированию материалов от ведущих российских компаний.

## МИКРОСТРУКТУРНЫЙ ДИЗАЙН ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ДЛЯ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ

Фрик А.А., Никитина М.А., Исламгалиев Р.К.

Уфимский университет науки и технологий,  
Уфа, Россия  
[frikaleksandra@gmail.com](mailto:frikaleksandra@gmail.com)

Для получения повышенных прочностных и функциональных характеристик металлов часто применяются методы деформационно-термической обработки. На данный момент перспективным направлением повышения прочностных и усталостных свойств сталей является создание в них ультрамелкозернистой структуры методами интенсивной пластической деформации. Ряд недавних исследований показал, что для улучшения характеристик стали может быть применена повторная закалка выше температуры фазового перехода феррит/аустенит.

Целью настоящей работы явилось изучение влияния методов деформационно-термической обработки на структуру, прочностные и функциональные свойства ферритно-мартенситной стали ЭИ-961Ш.

Установлено, что использование прокатки и перезакалки приводит к увеличению микротвердости образцов до 4280 МПа, что на 34% выше, чем у образцов, подвергнутых СТО.

Применение деформационной обработки в виде прокатки в сочетании с дополнительной закалкой с температуры выше фазового превращения феррит/аустенит позволяет увеличить предел временного сопротивления разрушению на 53% до 1380 МПа, при сохранении пластичности на уровне 17%.

Прокатка стали ЭИ-961Ш в комбинации с перезакалкой позволяет увеличить предел ограниченной выносливости на 59 % с 472 МПа после стандартной обработки до 750 МПа. Более мелкие частицы вторых фаз и равномерное их распределение по границам и в теле зерна в результате прокатки тормозят развитие трещины, повышая предел выносливости. Дополнительным упрочняющим фактором явилось формирование структуры, содержащей двойниковые границы.

Деформационная обработка в виде холодной прокатки до степени обжатия 50 % способствует значительному росту ударной вязкости во всем диапазоне температур испытаний. Так величина KCV-40 увеличилась до 200 КДж/м<sup>2</sup>, по сравнению с 25 КДж/м<sup>2</sup>, наблюдавшейся в образцах, подвергнутых стандартной обработке. Применение комбинированной обработки в виде холодной прокатки до степени обжатия 50 % и последующей перезакалки привело к дальнейшему повышению ударной вязкости. В данном случае наблюдалось повышение ударной вязкости KCV-40 в 22 раза до 550 КДж/м<sup>2</sup>, по сравнению образцами, подвергнутыми стандартной обработке

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания на оказание государственных услуг ФГБОУ ВО «УУНУТ» (соглашение № 075-03-2023-119/1) «Молодежная научно-исследовательская лаборатория НОЦ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях». Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНУТ.*



# ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ

Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Абдрахманова Э.Д., Исламгалиев Р.К.,  
Корзникова Е.А.

Уфимский университет науки и технологий,  
Уфа, Россия  
[ela.90@mail.ru](mailto:ela.90@mail.ru)

С каждым годом увеличивается интерес к цинковым сплавам как биорезорбируемому материалу для медицины в качестве металла для имплантатов и сосудистых стентов. Цинк обладает приемлемой скоростью коррозии в организме, но имеет невысокие значения прочности. Многие научные школы пытаются разработать материал с нужными механическими свойствами методом легирования и применения деформации.

В данной работе приведены исследования трех систем цинковых сплавов  $Zn-xMg-Fe$ ,  $Zn-xAg-Cu$  и  $Zn-xLi-Mg$ , в исходном гомогенизированном состоянии и после различных режимов деформации. Деформация проводилась интенсивной пластической деформацией кручением (ИПДК) с разным количеством оборотов для исследования максимально измельченного состояния структуры и присуще ей механических свойств.

Структура цинковых сплавов была исследована растровой и просвечивающей электронной микроскопией, а также рентгеноструктурным анализом. Механические свойства исследовались методом измерения микротвердости и статических испытаний.

В работе обсуждаются механизмы измельчения зеренной структуры в различных цинковых сплавах, а также изменение фазового состава при различном содержании одного из элементов системы материала.

*Исследования цинковых сплавов  $Zn-1Fe-1Mg$  и  $Zn-1Li-1Mg$  выполнены за счет средств гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение № 1 от 13.12.2022).*

*Исследование цинковых сплавов  $Zn-xAg-Cu$  выполнено при финансовой поддержке РФФИ 21-53-46017 СТ\_а «Исследования по изготовлению и аттестации новых ультрамелкозернистых биodeградируемых уретральных стентов».*

*Исследования цинкового сплава  $Zn-2Li-1Mg$  выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания на оказание государственных услуг ФГБОУ ВО «УУНиТ» (соглашение № 075-03-2023-119/1) «Молодежная научно-исследовательская лаборатория НОЦ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях».*

*Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МОЛЕКУЛ КИСЛОРОДА С ПОВЕРХНОСТЬЮ ОЦК ЖЕЛЕЗА

Лазарев<sup>1</sup> Д.В., Максименко В.Н.<sup>2</sup>, Неласов И.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НИУ БелГУ, Белгород, Россия

<sup>2</sup>ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН,  
Черноголовка, Россия  
[nelasov@icp.ac.ru](mailto:nelasov@icp.ac.ru)

Повышение устойчивости жаропрочных сплавов на основе железа используемые в качестве материалов проволочных матриц в процесс некаталитического синтеза водорода [1] в среде обогащённой кислородом требует исследования кинетики их окисления. Методом молекулярной динамики проведено исследование взаимодействия молекул кислорода с поверхностью ОЦК железа, проведено исследование взаимодействия молекул кислорода с поверхностью ОЦК железа. Моделирование проводилось в программном пакете LAMMPS [2] с использованием потенциалов межатомного взаимодействия [3]. Согласно исследованию [3] в качестве поверхностей были выбраны плоскости с кристаллографическими индексами Миллера (100), (110), (111), (210), (211), (221), (310), (311), (320) и (433). Модельные ОЦК сверхячейки были сконструированы со следующими параметрами: ось X~30Å, ось Y~40Å и ось Z~50Å и построены в пакете atomsk [4]. В среднем, количество атомов железа в построенных с учетом данных условий составляло около 5500. Для получения свободной поверхности с указанными выше индексами Миллера, в направлении оси Z было добавлено пространство с объемом равным объему исходной сверхячейки. В пустое пространство сверхячейки случайным образом добавлялись молекулы кислорода до тех пор, пока их концентрация не составила ~ 3%. После чего проводилось молекулярно-динамическое моделирование атомарной системы.

В итоге были установлены значения энергий образования поверхностей ОЦК железа и соотнесены с данными исследования [5], проведены расчеты энергий взаимодействия молекул кислорода с поверхностями железа. Из анализа данных молекулярно-динамического моделирования был сделан вывод о локализации процесса диссоциации молекул кислорода при ее взаимодействии с поверхностью железа. Анализ результирующей атомарной системы проводился в программном пакете OVITO [6].

*Исследование проведено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 22-13-00324)*

## Список литературы

1. Макарян И. А. и др. //Научный журнал российского газового общества. – 2020. – №. 1. – С. 24.
2. Thompson A. P. et al. //Computer Physics Communications. – 2022. – Т. 271. – С. 108171.
3. Tran R. et al. //Scientific data. – 2016. – Т. 3. – №. 1. – С. 1-13.
4. Hirel P. //Computer Physics Communications. – 2015. – Т. 197. – С. 212-219.
5. Wen Y. N., Zhang J. M. //Computational materials science. – 2008. – Т. 42. – №. 2. – С. 281-285.
6. Stukowski A. //Modelling and simulation in materials science and engineering. – 2009. – Т. 18. – №. 1. – С. 015012.

# КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МОДИФИКАЦИИ СТРУКТУРЫ ТИТАНА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНЫМ ИМПУЛЬСОМ ФЕМТОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

Неласов И.В.<sup>1</sup>, Манохин С.С.<sup>1</sup>, Колобов Ю.Р.<sup>1,2</sup>, Иногамов Н.А.<sup>3,4,5</sup>,  
Жаховский В.В.<sup>4,5</sup>, Хохлов В.А.<sup>3</sup>, Ситников Д.С.,<sup>5</sup> Ашитков С.И.<sup>5</sup>, Фортва С.В.<sup>6</sup>

<sup>1</sup> ФИЦ ПХФ и МХ РАН,

<sup>2</sup> МГУ им. М.В. Ломоносова (г. Москва),

<sup>3</sup> ИТФ им. Л.Д. Ландау РАН, (г. Черногловка)

<sup>4</sup> ВНИИА им. Н. Л. Духова, Роскосмос, (г. Москва),

<sup>5</sup> ОИВТ РАН, (г. Москва)

<sup>6</sup> Институт автоматизации проектирования РАН, Москва, Россия

[nelasov@icp.ac.ru](mailto:nelasov@icp.ac.ru)

Микроструктурирование поверхности и наноструктурирование тонких приповерхностных слоев металлов и сплавов инициированное лазерными импульсами нано- и фемтосекундной (ФС) длительности приводят к повышению усталостной прочности, поверхностной твердости и износостойкости [1,2].

Методами компьютерного моделирования показано что глубина плавления титана при ФС лазерном облучении превышает теоретические оценки за счёт перехода в режим "холодного механического плавления", связанного с релаксацией сдвиговых напряжений с образованием метастабильной переохлажденной жидкости [3]. Падение давления, за фронтом ударной волны приводит к быстрой кристаллизации переохлажденной жидкости непосредственно за фронтом ударной волны (УВ). «Холодное плавление» прекращается после ослабления УВ, сопровождающегося снижением сдвиговых напряжений ниже теоретической прочности титана. Кристаллизация метастабильной жидкости приводит к росту наноразмерных (порядка 200нм) элементов структуры, вытянутых вдоль направления теплоотвода. На фронте ударной волны формируются параллельные поверхности вытянутые зерна титана, по видимому, обусловленные фазовой перекристаллизацией через высокотемпературную ОЦК фазу титана или омега фазу высокого давления [4].

*Работа выполнена при финансовой поддержке Государственного задания, № госрегистрации АААА-А19-119111390022-2*

1. Колобов Ю. Р. и др. Влияние поверхностной обработки фемтосекундным импульсным лазерным излучением на механические свойства субмикроструктурированного титана //Журнал технической физики. – 2018. – Т. 88. – №. 3. – С. 396-401.
2. Kolobov Y. R. et al. Studying the influence of nanosecond pulsed laser action on the structure of submicrocrystalline titanium //Technical Physics Letters. – 2021. – Т. 47. – №. 10. – С. 721-725.
3. Khokhlov V. A. et al. Melting of Titanium by a Shock Wave Generated by an Intense Femtosecond Laser Pulse (vol 115, pg 523, 2022) //JETP LETTERS. – 2022. – Т. 116. – №. 10. – С. 765-765.
4. Nelasov I. V. et al. Molecular dynamics simulation of the behavior of titanium under high-speed deformation //Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. – 2021. – Т. 29. – №. 6. – С. 065007.

## МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ВСЕСТОРОННЕ КОВАННОГО И КРИОКАТАННОГО Al–Mg–Mn–Sc–Zr СПЛАВА

Терешкин В.В., Загитов Р.Р., Автократова Е.В., Ситдииков О.Ш.,  
Крымский С.В., Латыпова О.Э., Маркушев М.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
[stierieshkin@mail.ru](mailto:stierieshkin@mail.ru)

Известно, что наноструктурирование (НС) при интенсивной пластической деформации может придавать уникальные свойства металлам и сплавам, в том числе на основе алюминия. Для получения объемных нано- и мелкозернистых (МЗ) материалов (с размером кристаллитов от 0,1 до 10 мкм) наиболее эффективным методом является всесторонняя изотермическая ковка (ВИК), а для производства листов и плит – сочетание ВИК и изотермической прокатки.

Цель работы – оценить потенциал совмещения ВИК и криопробки для обработки сложнелегированных термонеупрочняемых алюминиевых сплавов.

Исследовали гомогенизированный при 360°C в течение 6 часов слиток сплава 1570С (Al–5,0Mg–0,18Mn–0,2Sc–0,08Zr–0,01Fe–0,01Si (вес. %)). ВИК слитка реализовали на гидропрессе при 325°C до суммарной степени деформации ~12. Криопробку пластин толщиной до 10 мм проводили на изотермическом лабораторном стане при –196°C. Структуру анализировали методами оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, и рентгеноструктурного анализа. Параметры статической прочности оценивали при растяжении при комнатной температуре ( $T_{ком}$ ) на машине Instron 5982, микротвердость – по методу Виккерса с выдержкой 10 с при нагрузке 1 Н на приборе Metrotest ITV-1-M

В результате ВИК в слитке с исходно равноосными зёрнами диаметром 24 мкм и высокой плотностью наноразмерных выделений алюминидов переходных металлов была получена МЗ структура с долей высокоугловых границ (ВУГ) и долей новых 2 мкм зёрен около 80%. Пластины с такой структурой были прокатаны без трещин до обжатия около 70% ( $e=1,2$ ). В то же время аналогичная прокатка слитка приводила к образованию торцевых трещин, что свидетельствовало о благоприятном влиянии измельчения зёрен на пластичность сплава при низких температурах. Преждевременное разрушение слитка было обусловлено большей локализацией пластической деформации в крупнозернистой структуре, а также из-за наличия в его матрице приграничных зон, свободных от выделений, и избыточных фаз. В процессе деформации эти структурные факторы выступали как концентраторы напряжений, способствуя более легкому зарождению и развитию трещин. При ВИК произошло измельчение зёрен, а также перераспределение и изменение размеров и количества всех вторых фаз, снизив их негативное влияние на трещиностойкость.

При криопробке формировалась новая нагартванная (дислокационно-ячеистая) структура матрицы, сопровождавшаяся 2-х кратным уменьшением доли ВУГ, полуторным ростом размера зёрна в плане и уменьшением субзёрен в два раза (табл. 1). При этом сильную деформацию претерпевали как крупные фрагменты исходных зёрен, так и мелкие зёрна. В результате, катаная структура на 85% состояла из областей с внутризерненным искажением решетки более 2°, что соответствовало определенной рентгеновским методом плотности дислокаций. Особенностью криопробки являлась ее высокая неоднородность.

**Таблица 1.** Параметры структуры сплава 1570С

Обработка	Плотность дислокаций, $m^{-2}$	ОКР, нм	Размер зерна, мкм	Размер субзерна, мкм
ВИК	$5.0 \times 10^{12}$	690	2	2
ВИК + криопрокатка	$1.0 \times 10^{14}$	17	3	1

Из таблицы 2 следует, что, несмотря на 10-кратное измельчение зерен, ВИК не повлияла на прочность исходного крупнозернистого слитка. Это связано с тем, что в процессе егоковки происходило одновременное, компенсирующее эффект размера зерна разупрочнение, вызванное неизбежным укрупнением и уменьшением числа дисперсоидов, и потерей их когерентности. Однако ковка привела к значительному повышению пластичности сплава. Помимо измельчения зерен, причиной явилось более равномерное пространственное распределение, с одной стороны, укрупненных дисперсоидов, а с другой – измельченных избыточных фаз. Это и обеспечило успешную деформацию сплава прокаткой при криогенной температуре. Последняя, в свою очередь, оказала существенное влияние на баланс механических свойств сплава (Табл. 2). Так, его прочностные характеристики значительно возросли, даже по сравнению с холодной прокаткой, и превысили уровень, типичный для большинства листов из промышленных дисперсионно-твердеющих сплавов, в то время как удлинение сохранилось на достаточно высоком уровне.

**Таблица 2.** Механические свойства сплава 1570С

Состояние	НV	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Слиток	105	240	355	27
+ ВИК	105	230	360	38
+ ВИК + прокатка $T_{ком}$ , 80%	158	470	530	15
+ ВИК + криопрокатка, 70%	173	580	610	7

Сделан вывод о высокой эффективности термомеханической обработки, основанной на комбинации горячей ВИК и криопрокатки, для производства алюминиевых листов, обладающих регламентированной структурой и уникальным балансом механических свойств, из термически неупрочняемых алюминиевых сплавов типа 1570С.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00702 <https://rscf.ru/project/23-19-00702>. Работы проводились на базе Центра коллективного пользования ИМСП РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».*

## МИКРОСТРУКТУРА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb–Ni–Ti–Zr–Co

Гусев К.С.<sup>1</sup>, Кашкаров Е.Б.<sup>1</sup>, Коцев М.<sup>1</sup>, Сыртанов М.С.<sup>1</sup>

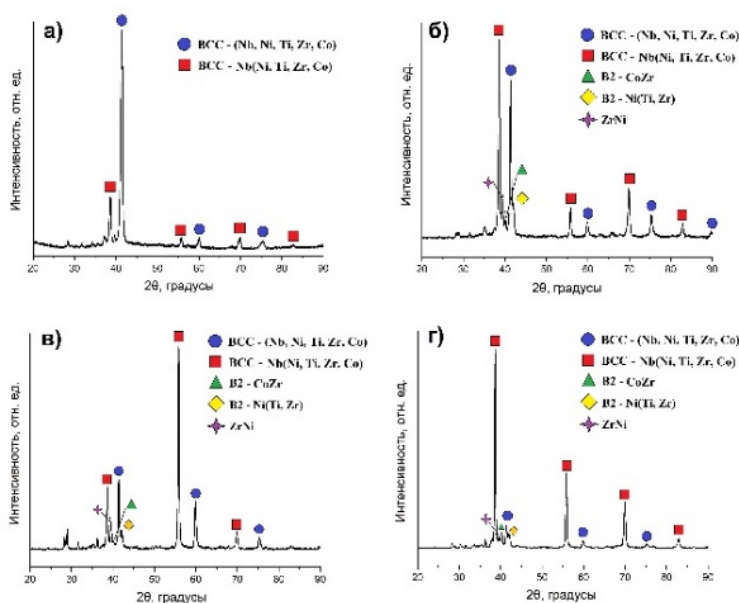
<sup>1</sup> *Томский политехнический университет, Томск, Россия*

[ksg11@tpu.ru](mailto:ksg11@tpu.ru)

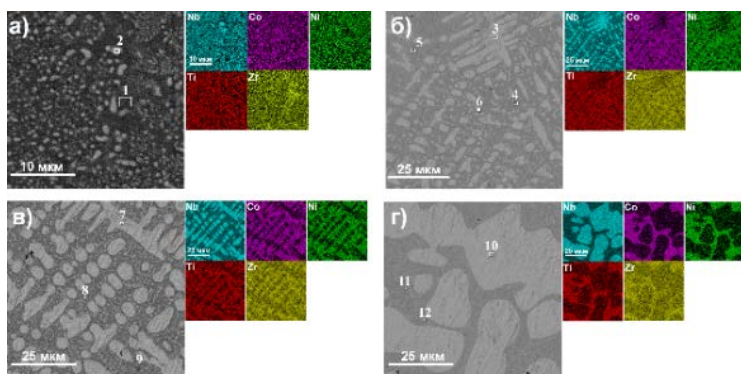
Применение мембранных технологий в области процессов очистки и разделения водорода интенсивно изучается в последние три десятилетия в связи с бурным развитием водородной энергетики [1,2]. В частности, мембраны на основе палладия с гранцентрированной кубической решёткой (ГЦК) вызывают значительный интерес благодаря их высокой водородной проницаемости и селективности, так как обладают способностью диссоциировать и растворять молекулярный водород. Однако высокая стоимость Pd заставляет исследователей постоянно искать композиционные мембраны или альтернативные эффективные мембранные материалы. Учитывая низкую стоимость и более высокую водородную проницаемость, металлы группы V, такие как ванадий (V), ниобий (Nb) и тантал (Ta) с ОЦК решёткой, привлекли к себе значительное внимание. Высокоэнтропийный сплав (ВЭС) NbNiTiCoZr был выбран для испытания на водородопроницаемость. Этот высокоэнтропийный сплав имеет 2 (ОЦК) решетки. Было установлено, что для эквимольного сплава Nb<sub>20</sub>Ni<sub>20</sub>Ti<sub>20</sub>Zr<sub>20</sub>Co<sub>20</sub>, микроструктура и фазовый состав значительно влияют на проницаемость водорода. Поэтому, были синтезированы новые сплавы с разным содержанием ниобия, такие как Nb<sub>32</sub>(NiTiZrCo)<sub>17</sub>, Nb<sub>45</sub>(NiTiZrCo)<sub>13</sub> и Nb<sub>55</sub>(NiTiZrCo)<sub>11</sub> и была проанализирована их микроструктура и фазовый состав.

Образцы синтезировались из металлических порошков Nb, Ni, Ti, Zr, Co. Чистота порошков составляла не менее 99,8%. Полученный порошок перемешивали в шаровой мельнице для равномерного распределения элементов в порошке. Смешанные порошки были спрессованы холодным статическим одноосным методом под давлением 90 МПа в закрытой пресс-форме. Путем дуговой плавки спрессованных порошков на медном тигле с водяным охлаждением в атмосфере аргона были получены сплавы данных составов. Полученные слитки разрезали на диски диаметром 10 мм и толщиной 0,7 мм. Образцы отжигали в вакууме при температуре 800 °С в течение 10 часов. Исследование фазового состава высокоэнтропийных сплавов осуществлялось методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Shimadzu XRD 7000S. Микроструктуру и элементный состав образцов анализировали методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе Vega 3 (Tescan, Чехия) с приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии.

На рисунке 1 представлены дифрактограммы высокоэнтропийных сплавов: Nb<sub>20</sub>Ni<sub>20</sub>Ti<sub>20</sub>Zr<sub>20</sub>Co<sub>20</sub>, Nb<sub>32</sub>(NiTiZrCo)<sub>17</sub>, Nb<sub>45</sub>(NiTiZrCo)<sub>13</sub> и Nb<sub>55</sub>(NiTiZrCo)<sub>11</sub>. По данным рентгенофазового анализа эквимольный сплав имеет только ОЦК фазы (Nb, Ni, Ti, Zr, Co) и Nb(Ni, Ti, Zr, Co) с постоянными решётки 3,089 и 3,299 Å соответственно (рис. 1, а). Образцы Nb<sub>32</sub>(NiTiZrCo)<sub>17</sub>, Nb<sub>45</sub>(NiTiZrCo)<sub>13</sub> и Nb<sub>55</sub>(NiTiZrCo)<sub>11</sub> состоят из двух ОЦК фаз: (Nb, Ni, Ti, Zr, Co) и Nb (Ni, Ti, Zr, Co) с постоянными решётки 3,089 и 3,292 Å соответственно для всех трёх образцов (рис. 1, б-г). Также для них наблюдается наличие фазы B2-Ni (Ti, Zr) с постоянной решётки 3,030 Å для Nb<sub>32</sub>(NiTiZrCo)<sub>17</sub> и 3,025 Å для Nb<sub>45</sub>(NiTiZrCo)<sub>13</sub> и Nb<sub>55</sub>(NiTiZrCo)<sub>11</sub>. Видно, что у данных образцов образуются интерметаллидные фазы B2-CoZr и ZrNi со слабо выраженными рефлексами.



**Рисунок 1 – Дифрактограммы ВЭС: а)  $Nb_{20}Ni_{20}Ti_{20}Zr_{20}Co_{20}$ ; б)  $Nb_{32}(NiTiZrCo)_{17}$ ; в)  $Nb_{45}(NiTiZrCo)_{13}$ ; г)  $Nb_{55}(NiTiZrCo)_{11}$**



**Рисунок 2 – СЭМ изображения ВЭС и соответствующие им ЭДС карты**

ном сплаве  $Nb_{20}Ni_{20}Ti_{20}Zr_{20}Co_{20}$  формируется мелкозернистая микроструктура с ОЦК фазами (Nb, Ni, Ti, Zr, Co) и Nb (Ni, Ti, Zr, Co), а более крупнозернистая дендритная микроструктура с Nb-обогащённой фазой Nb (Ni, Ti, Co), встроенной в матрицу (Nb, Ni, Ti, Zr, Co), B2-Ni (Ti, Zr), B2-CoZr и ZrNi представлена в неэквиволярных сплавах.

*Работа выполнена при поддержке проекта Приоритет-2030-НИП/ЭБ-111-375-2023*

### Список литературы

1. Lu, G.Q., Diniz da Costa, J.C., Duke, M., Giessler, S., Socolow, R., Williams, R.H., Kreutz, T. Inorganic membranes for hydrogen production and purification: A critical review and perspective // Journal of colloid and interface science. – 2007. – Vol. 314, No. 2. – P. 589-603.
2. Carrara, A., Perdichizzi, A., Barigozzi, G. Pd-Ag dense membrane application to improve the energetic efficiency of a hydrogen production industrial plant // International journal of hydrogen energy. – 2011. – Vol. 36, No. 9. – P. 5311-5320.

Микроструктуры неэквиволярных ВЭС  $Nb_{32}(NiTiZrCo)_{17}$ ,  $Nb_{45}(NiTiZrCo)_{13}$  и  $Nb_{55}(NiTiZrCo)_{11}$  (рис. 2, б-г) также, как и для эквиволярного сплава (рис. 2, а), представлены светло-серой контрастной Nb-обогащенной ОЦК фазой с дендритной структурой, содержание которой увеличивается с увеличением концентрации Nb в сплаве. Так микроструктура  $Nb_{55}(NiTiZrCo)_{11}$  представлена практически сплошной светло-серой Nb-обогащенной ОЦК фазой с дендритной структурой ввиду большой концентрации Nb. Данная фаза встроена в тёмно-серую контрастную матрицу, состоящую из фаз (Nb, Ni, Ti, Zr, Co), B2-Ni (Ti, Zr), B2-CoZr и ZrNi.

Таким образом, по результатам испытаний было выявлено, что в эквиволярном

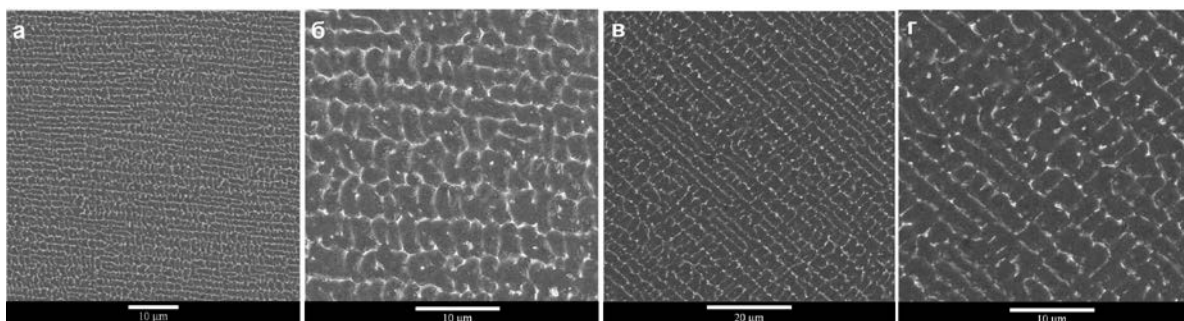
# ВЛИЯНИЕ Cu НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Fe, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР

Медведев А.Е.<sup>1</sup>, Жукова О.О.<sup>1</sup>, Шайхулова А.Ф.<sup>1</sup>, Мурашкин М.Ю.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Уфимский Университет Науки и Технологий,  
Уфа, Россия  
[deckard@list.ru](mailto:deckard@list.ru)

На сегодняшний день основными потребителями алюминиевых сплавов являются высокотехнологичные отрасли экономики. Мировое производство достигает 65 млн тонн в год, уступая по спросу только стали [1]. Алюминий и его сплавы применяются в электротехнике и обычно производятся в виде катанки\проволоки, получаемой методами совмещенного литья и прокатки, литья, прокатки и прессования с применением последующей прокатки или волочения [2]. Однако, несмотря на относительно высокий уровень электропроводности (52–62 % IACS), их прочность и жаростойкость достаточно низкие. Одним из перспективных способов производства катанки и проволоки из алюминиевых сплавов для электротехнических целей является непрерывное литье в электромагнитные кристаллизаторы (ЭМК). Использование ЭМК позволяет обеспечить уникальные физико-механические свойства проволоки за счет достижения чрезвычайно высоких скоростей охлаждения ( $10^3$ – $10^4$  К/с), получения уникальных структур сплава [3, 4]. Данная работа направлена на создание новых материалов электротехнического назначения на основе сплавов Al-Fe, полученных методом литья в ЭМК. В качестве материалов исследования были использованы сплавы Al-0,5Fe и Al-1,7Fe (вес. %), полученные литьем в ЭМК, дополнительно легированные 0,3 вес. % Cu (Al-0,5Fe-0,3Cu и Al-1,7Fe-0,3 Cu соответственно).

Анализ изображений, полученных с помощью, СЭМ, показал, что в исходном состоянии в алюминиевой матрице присутствуют включения интерметаллидной фазы, образующиеся при кристаллизации. В сплаве Al-1,7Fe-0,3Cu частицы второй фазы образуют сплошную сетку с размером ячеек  $2,1 \pm 0,3$  мкм (рис. 1б), а в сплаве Al-0,5Fe-0,3Cu – интерметаллидную сетку со средним размером клеток  $5,7 \pm 0,9$  мкм (рис. 1а). Количественный анализ показал, что отжиг при 450 °С, 2 ч не приводит к заметному изменению размеров дендритных ячеек в обоих исследованных материалах.



**Рис. 1.** Микроструктура сплавов ЭМК: а, б – Al-0,5Fe-0,3Cu; б, г – Al-1,7Fe-0,3Cu, в исходном состоянии (а,б) и после дополнительного отжига при 450 °С, 2 ч (в,г), СЭМ



Однако вследствие отжига частицы начали сфероидизироваться - в структуре обоих сплавов наблюдается изменение морфологии тонких пластин/игл интерметаллидной фазы.

Сфероидизирующий отжиг, направленный на уменьшение длины межфазной границы в сплавах, привел к снижению прочности и повышению пластичности и электропроводности исследуемых материалов. Так, в сплаве Al-0,5Fe-0,3Cu пластичность и электропроводность после отжига при 450 °С в течение 2 ч увеличились с 33,7 до 37,8 % и с 56,1 до 60,9 % IACS, соответственно, а предел прочности при растяжении уменьшился со 106 до 100 МПа (в пределах погрешности). В то же время в результате аналогичного отжига повышается пластичность и электропроводность в сплаве Al-1,7Fe-0,3Cu с 23,3 до 23,6 % и с 41,4 до 55,9 % IACS, соответственно, а предел прочности снижается со 175 до 150 МПа (Табл. 1).

**Таблица 1.** Физико-механические свойства сплавов системы Al-Fe

Сплав	Состояние	Электрические свойства		Механические свойства		
		$\omega$ , МСм/м	IACS, %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Al-0.5Fe-0.3Cu	ЭМК	32,54±0,21	56,1±0,4	72±8	106±4	33,7±6,5
	ЭМК + 450 °С, 2ч	35,32±0,20	60,9±0,6	65±8	100±13	37,8±2,8
Al-1.7Fe-0.3Cu	ЭМК	24,01±0,16	41,4±0,3	113±9	174±11	23,6±2,1
	ЭМК + 450 °С, 2ч	32,42±0,18	55,9±0,5	85±5	149±4	23,9±2,1

### Выводы

Введение меди в сплавы Al-0,5Fe и Al-1,7Fe повышает их предел прочности при растяжении (на 16 МПа в сплаве Al-0,5Fe и на 24 МПа в сплаве Al-1,7Fe). Подобная модификация состава также приводит к снижению электропроводности (на 1,7% IACS в сплаве Al-0,5Fe и на 8,2% IACS в сплаве Al-1,7Fe). Отжиг при 450 °С в течение 2 часов приводит к сфероидизации интерметаллидных частиц, сглаживанию их краев и уменьшению межфазной поверхности частица-матрица. Такая термическая обработка, приводящая к снижению механической прочности и повышению электропроводности, по-видимому, не влияет на пластичность сплавов.

### Список литературы

1. R.Z. Valiev, M. Murashkin, I. Sabirov, Scripta Materialia. 76 (2014) 13–16. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.12.002>.
2. N.A. Belov, T.K. Akopyan, N.O. Korotkova, P.K. Shurkin, V.N. Timofeev, O.A. Raznitsyn, T.A. Sviridova, Journal of Alloys and Compounds, Volume 891, 2022, <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161948>.
3. N. Belov, M. Murashkin, N. Korotkova et al. Metals, 2020. Vol. 10. № 6. P. 1-11. Article number 769, <https://doi.org/10.3390/met10060769>
4. N. Belov, T. Akopyan, N. Korotkova et al. Metals. 2021. Vol. 11. № 2. P. 1-15. Article number 236, <https://doi.org/10.3390/met11020236>

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Классман Е.Ю., Лутфуллин Р.Я.

ИПСМ РАН, Уфа, Россия,  
[klassman@mail.ru](mailto:klassman@mail.ru)

Широкое использование титановых сплавов в авиадвигателестроении, а также стремительное развитие данной отрасли подразумевают всё более жесткие требования к конструкционным материалам по повышению их конструкционной прочности. Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в металлах и сплавах методами интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет достичь высоких прочностных показателей. Например, в работе [1] показано, что формирование УМЗ состояния в титановом сплаве VT6 с размером зерен около 0,4 мкм позволяет повысить предел прочности до 1250 МПа, а ударная вязкость составила 0,41 МДж/м<sup>2</sup>. В работе [2] показано, что для УМЗ-сплава VT22 со средним размером зерен  $d \sim 0,17$  мкм, полученного методом многоосевого прессования, величина относительного удлинения до разрушения при температуре 823К превышает 950% в случае использования скорости деформации  $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

В качестве исходного материала исследования был выбран комплексно-легированный  $\alpha+\beta$ -титановый сплав VT22 стандартного химического состава по ГОСТ 19807-91 в виде горячекатаного прутка диаметром 60 мм. Прокатку осуществляли в два этапа. На первом этапе прутки были прокатаны в полосу (подкат) с предварительным нагревом до температуры 850 °С на лабораторном прокатном стане ДУО-300. Далее осуществлялась теплая прокатка в изотермических условиях на лабораторном прокатном стане ЛИС-6/200 при температуре старения сплава со скоростью деформации порядка  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Сочетание указанных скорости и температуры соответствует режиму низкотемпературной сверхпластичности.

В результате эксперимента были получены листы сплава VT22 с УМЗ структурой со средним размером зерна  $d$  не более 300 нм. Полученный прокат с УМЗ структурой обладает практически аналогичными показателями прочности и пластичности, что и листовой с крупнозернистой структурой после упрочняющей термической обработки [3]. Наибольший эффект получен по ударной вязкости сплава при комнатной температуре:  $KCU=0,55 \text{ МДж/м}^2$ . Достигнутое повышенное значение ударной вязкости не характерно для данного сплава, да и в целом для  $\alpha+\beta$ -титановых сплавов с УМЗ структурой.

*Работа выполнена в рамках госзадания ИПСМ РАН №.122011900474-5. Микроструктурные исследования осуществляли на оборудовании Центра Коллективного Пользования ИПСМ РАН.*

1. Модина Ю.М., Дьяконов Г.С., Стоцкий А.Г. и др. Ударная вязкость титанового сплава VT6 с ультрамелкозернистой структурой, полученной методом равноканального углового прессования // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 3. С. 7–15. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-3-2-7-15
2. Ratochka I.V., Naydenkin E.V., Mishin I.P., et al. Low-temperature superplasticity of ultrafine-grained near  $\beta$  titanium alloy // *Journal of alloys and compounds*. 2022. V.891. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161981
3. Классман Е. Ю., Лутфуллин Р. Я. Термическая обработка опытных листов титанового сплава VT22 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe) // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2023. Т. 20. № 1. С. 109-114. DOI: 10.25712/ASTU.1811-1416.2023.01.013

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭП975 И ЭК79 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ СМЕШАННОГО ТИПА

Классман Е.Ю., Галиева Э.В.

ИПСМ РАН, Уфа, Россия,  
[klassman@mail.ru](mailto:klassman@mail.ru)

В качестве материала исследования были выбраны жаропрочные деформируемые никелевые сплавы ЭП975 и ЭК79. В исходном состоянии структура сплавов была однородной мелкозернистой дуплексного типа. В процессе деформационно-термической обработки с поэтапным снижением температуры обработки произошла трансформация мелкозернистой в ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру смешанного типа (смешанную ультрамелкозернистую структуру), состоящую из некогерентных частиц  $\gamma'$ -фазы и зерен  $\gamma$ -фазы размером менее 1 мкм, а также равномерно распределенных относительно крупных глобулярной формы частицы  $\gamma'$ -фазы. Как для сплава ЭП975, так и для сплава ЭК79 можно выделить три вида размеров частиц  $\gamma'$ -фазы: 1) относительно крупные – очевидно, «наследственные» от исходной структуры, 2) УМЗ составляющая – зерна  $\gamma$ -фазы и некогерентные частицы  $\gamma'$ -фазы, размером менее 1 мкм, 3) упрочняющие внутризеренные частицы  $\gamma'$ -фазы, размером 0,2-0,3 мкм, выделяющиеся при охлаждении с температуры деформационно-термической обработки до комнатной температуры.

Формирование смешанной УМЗ структуры в сплавах ЭП975 и ЭК79 приводит к повышению значений микротвердости на 18% для сплава ЭП975 и на 8% для сплава ЭК79 по сравнению с исходной мелкозернистой.

Проведены механические испытания образцов со смешанной УМЗ структурой ЭП975 и ЭК79 при комнатной температуре. Установлено, что предел прочности в сплаве ЭП975 составляет 1740 МПа, а в ЭК79 достигает 2490 МПа, пластичность при этом 18% в сплаве ЭП975 и 10% в сплаве ЭК79.

Результаты исследований показали, что по сравнению с исходным состоянием формирование смешанной УМЗ структуры в сплавах ЭК79 и ЭП975 позволяет значительно (более чем на 200°C) снизить температуру проявления сверхпластичности (СП) при тех же скоростях деформации при испытаниях на одноосное растяжение. Эффект низкотемпературной СП проявляется в интервале температур 800-1000°C в изученном интервале скоростей деформации. В обоих сплавах коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения составляет  $m \geq 0,3-0,6$ .

Цилиндрические образцы из сплавов ЭП975 и ЭК79 со УМЗ структурой смешанного типа были подвергнуты деформации по схеме одноосного сжатия. При одинаковых температурно-скоростных условиях деформации уровень напряжения течения в более легированном и более жаропрочном сплаве ЭП975 на порядок выше, чем в сплаве ЭК79. В сплаве ЭП975 при скорости деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  повышение температуры осадки с 950 до 1000°C приводит к снижению значений напряжения течения на 150-200 МПа.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 22-79-00271. Микроструктурные исследования осуществляли на оборудовании Центра Коллективного Пользования ИПСМ РАН.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ 3D-ПРИНТЕРА

Коэмец Ю.Н.<sup>1\*</sup>, Казанцева Н.В.<sup>1</sup>, Ежов И.В.<sup>1</sup>, Давыдов Д.И.<sup>1,2</sup>,  
Коэмец О.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН,  
г. Екатеринбург*

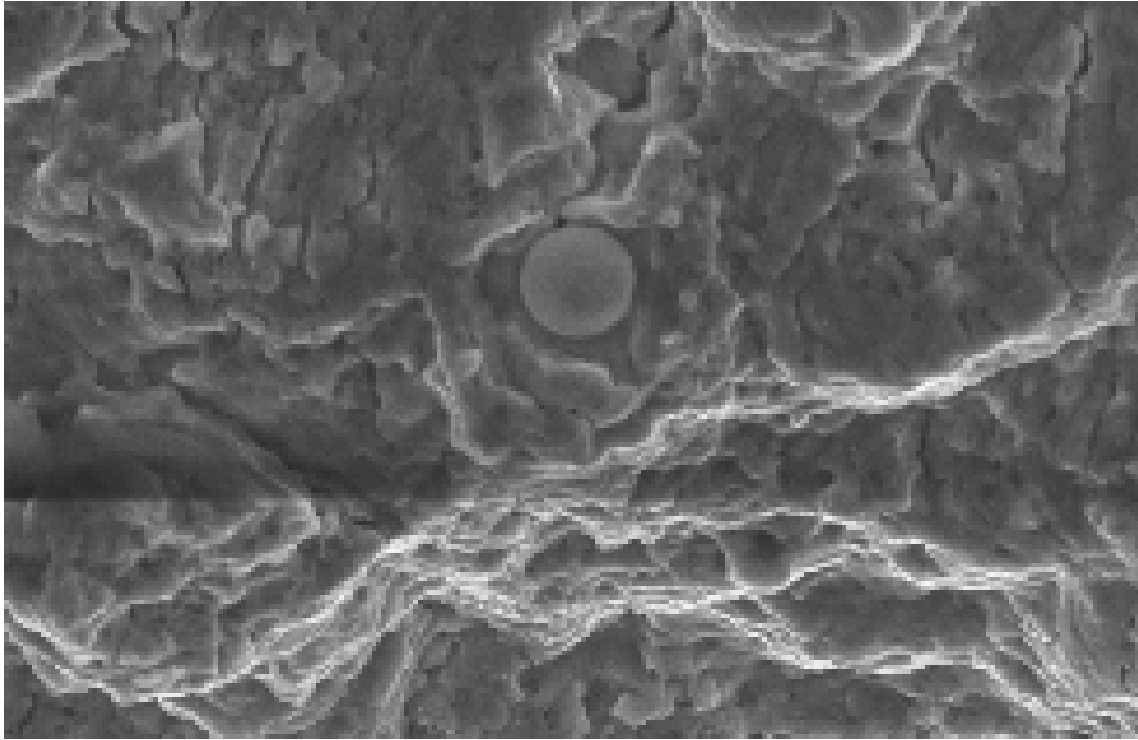
<sup>2</sup> *Уральский Федеральный Университет имени первого  
Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург*

\* [y.koemets@imp.uran.ru](mailto:y.koemets@imp.uran.ru)

В травматологии все чаще применяют индивидуальные имплантаты, напечатанные на 3D-принтере, ведь возможности традиционного производства ограничены. При имплантации изделие испытывает циклические нагрузки с деформацией на изгиб. По технологическим требованиям имплантат должен выдерживать не менее  $5 \cdot 10^4$  -  $5 \cdot 10^7$  циклов напряжения. Повышение качества и сроков службы изделий является в медицине приоритетным направлением с ускоренным внедрением 3D-принтеров в практику хирургов. Материалы традиционного производства хорошо изучены по характеристикам трещиностойкости и сопротивлению усталостному разрушению. Усталостные свойства материалов, полученные при помощи аддитивных технологий, изучено недостаточно.

В данной работе приведены результаты исследования влияния морфологии дефектов (технологических пор) на сопротивление материала усталостному разрушению при циклических испытаниях, зарождения и развития трещин в образцах стали 316L и стали 1.4540, полученных методом селективного лазерного сплавления (СЛС-образцах). Циклические испытания на изгиб проводились на экспериментальной установке при комнатной температуре. С помощью растровой электронной микроскопии проведен микроструктурный и текстурный анализ деформированных образцов.

Циклические испытания СЛС-образцов позволяют оценить процесс зарождения и распространения трещин в материале и дать качественную оценку сопротивляемости материала усталостному разрушению. Основной проблемой аддитивного технологии является пористость готового изделия, которая снижает пластичность и вызывает хрупкое разрушение. В напечатанных недеформированных образцах присутствуют круглые поры – газовые, и крупные с острыми краями технологические непролавы с порошинками внутри. Размер технологических пор составил от ~10 мкм до ~100 мкм. Микроструктурный анализ (рис. 1) после циклических испытаний показал, что поры незначительно влияли на процесс разрушения образца и распространения трещин, однако острые края технологических дефектов служат концентраторами напряжения и центрами зарождения трещин. На микрорельефе разлома образцов видно три характерные для усталостного разрушения области. Область стабильного роста трещин с крупным рельефом, где каждая бороздка образуется за цикл. Затем область ускоренного трещинообразования, где поперечные трещины идут по слоям печати изделия (не проплавленные порошинки не влияют на развитие трещин). И зона долома с характерным вязким механизмом разрушения и с локальными разрушениями по слоям построения изделия.



**Рис.1.** Микрорельеф усталостного разрушения

При этом количество циклов СЛС-образцы выдерживает больше, чем материала изготовленный традиционным методом. На основании данных эксперимента можно рассчитать скорость роста усталостных трещин и получить оценку сопротивляемости усталостному разрушению материала, произведённого на лазерном 3D-принтере и давать оценку сроку службы изделий из данного материала. Результаты сравниваются с литературными данными и обсуждаются.

*Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Аддитивность» №121102900049-1*

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРОВОДНИКОВЫХ УМЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СОСТАВА Al–Er, Al–Yb

Комельков А.В., Нохрин А.В., Бобров А.А.

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
г. Н. Новгород, Россия,  
[robot112018@mail.ru](mailto:robot112018@mail.ru)*

Целью работы является разработка высокопрочных термостабильных проводниковых алюминиевых сплавов, которые могут быть использованы для создания малогабаритных композитных проводов бортовой сети современных самолетов.

В работе исследованы процессы выделения частиц  $Al_3Er$  и  $Al_3Yb$  в ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавах Al–Er и Al–Yb соответственно (содержание легирующих элементов (ЛЭ) от 0.3% до 1.28%). Сплавы изготовлены методом индукционного литья, слитки подвергнуты интенсивной пластической деформации (ИПД) методом равноканального углового прессования (РКУП). Для исследования свойств сплавов и кинетики выделения частиц использованы методы измерения удельного электросопротивления (УЭС) и микротвердости (HV). Контроль микроструктуры осуществлен методами оптической микроскопии и энергодисперсионного рентгеновского микроанализа (РМА). Свойства сплавов исследованы в состоянии после ИПД и после 60-минутного отжига при температуре 500°C.

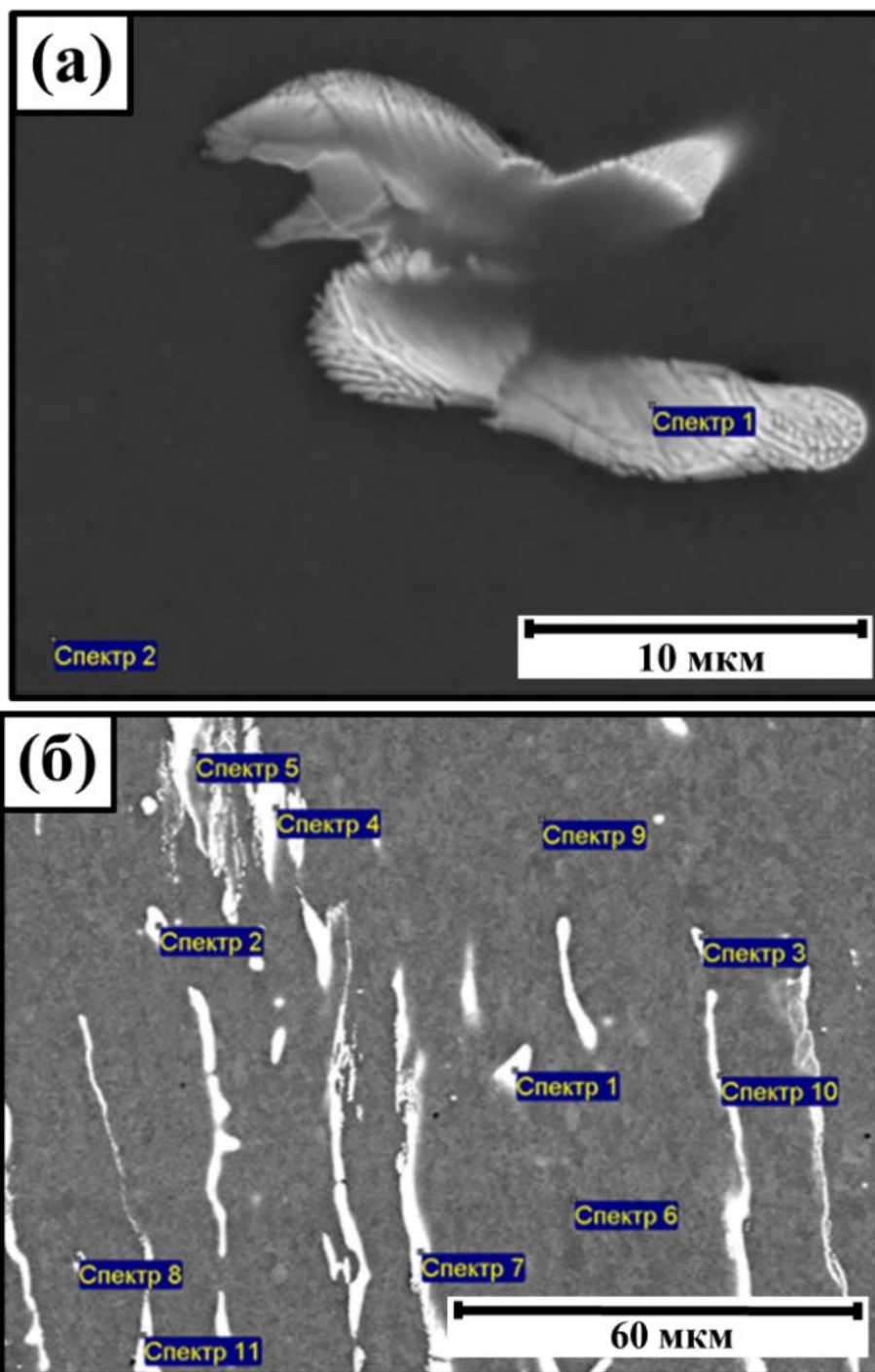
Показано, что во всех исследуемых сплавах наблюдаются эвтектические частицы, выделяющиеся на этапе кристаллизации слитков (рис. 1). Объемная доля частиц возрастает с увеличением концентрации ЛЭ. Предельная концентрация Er в твердом растворе Al составляет около 0.02-0.05 вес.%, а предельная концентрация Yb – 0.04–0.08 вес.%.

При отжиге сплавов происходит собирательная рекристаллизация, средний размер зерна возрастает до 50-150 мкм. Показано, что с увеличением концентрации ЛЭ, возрастает HV сплавов (с  $372 \pm 5$  МПа до  $414 \pm 6$  МПа для сплавов Al–(0.3%–1.28%)Yb и с  $365 \pm 4$  МПа до  $390 \pm 6$  МПа для сплавов Al–(0.3%–1.24%)Er), уменьшается стабильный размер рекристаллизованного зерна, УЭС изменяется незначительно и близко к УЭС чистого алюминия ( $\sim 2.70$ - $2.75$  мкОм·см).

С использованием уравнения Зинера для стабильного размера рекристаллизованного зерна (1) выполнен расчет среднего размера частиц  $Al_3Er$  и  $Al_3Yb$ , выделяющихся при старении сплавов:

$$d_z = \frac{R}{f_v} \cdot \frac{4}{3} \quad (1)$$

где  $d_z$  – средний размер рекристаллизованного зерна,  $R$  и  $f_v$  – средний размер и объемная доля выделяющихся вторичных частиц соответственно.



**Рис. 1.** Выделение эвтектических частиц в сплавах Al–0.65%Yb (а) и Al–1.24%Er (б). Растровая электронная микроскопия

Во всех случаях  $R$  составил порядка 10-20 нм. Анализ проводился в предположении, что изменение УЭС в процессе отжига пропорционально объемной доле выделившихся частиц интерметаллидов, а сами частицы имеют сферическую форму.

*Работа выполнена при поддержке РФФ (грант №20-19-00672).*

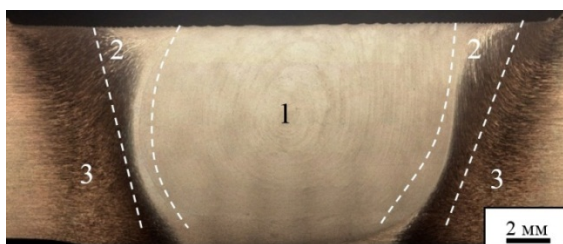
# МОРФОЛОГИЯ ЗОНЫ СВАРНОГО ШВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Щапов Г.В., Казанцева Н.В.

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,  
г. Екатеринбург, Россия,  
[hg-1994@mail.ru](mailto:hg-1994@mail.ru)*

**Аннотация:** Сварка трением с перемешиванием (СТП) является передовым способом соединения различных металлов и сплавов в авиастроении, машиностроении. Метод сварки трением с перемешиванием был разработан для получения сварных соединений плохо свариваемых или не свариваемых обычными способами материалов. Понимание процесса позволит делать прогнозирование эксплуатационных свойств сварного изделия и выбор оптимальных характеристик сварки. В работе изучена микроструктура сварного шва двух пластин из алюминиевого сплава Д16, полученного методом СТП

**Ключевые слова:** Сварка трением с перемешиванием, структура «луковые кольца», алюминий.



**Рис. 1.** Микроструктура сварного шва, поперечное сечение, оптика: 1 – ядро; 2 – зона термомеханического воздействия; 3 – зона термического воздействия

В работе были исследованы образцы из алюминиевого сплава марки Д16, полученные методом сварки трением с перемешиванием (СТП). Согласно литературным данным, в сварном шве металлических соединений, полученных сваркой трением с перемешиванием, можно выделить 3 зоны: ядро шва (1), зону термомеханического влияния (2) и зону термического влияния (3) [1]. Анализ центральной части соединения исследованного соединения показал присутствие слоистой структуры («луковые кольца»), образующейся при вращении инструмента в пластифицированном металле (рис.1). Ядро сварного шва имеет мелкозернистую рекристаллизованную структуру с характерными выделениями интерметаллидных фаз. В зоне термомеханического воздействия отчетливо наблюдается увеличение размера зерна и интенсивное течение материала. Физические параметры СТП (давление, температура) обсуждаются.

*Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Аддитивность», № 121102900049-1).*

1. Krishnan K.N. On the formation of onion rings in friction stir welds// Materials Science and Engineering A. – 2002. – Vol.327. – P. 246-251.



## ТЕРМИЧЕСКОЕ РАСШИРЕНИЕ ТРИП-СТАЛЕЙ И КОМПОЗИТНЫХ МНОГОФАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ

Ашмарин А.А.<sup>1</sup>, Быкадоров А.Н.<sup>2</sup>, Митрофанов А.Л.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова*

*Российской академии наук*

<sup>2</sup> *Московский авиационный институт (государственный  
исследовательский университет)*

: [xartem94@mail.ru](mailto:xartem94@mail.ru)

Вопросы термического расширения конструкционных и функциональных материалов особенно актуальны для градиентных материалов в связи с проблемами несовместности деформации материала покрытия и подложки, а также различных компонентов композиционных материалов. В настоящей работе с использованием метода высокотемпературной рентгенографии исследовали особенности термического расширения в монолитных трип-сталях, характеризующихся высокоградиентной структурой и стали системы Fe–Cr–Ni–Mn, не относящейся к трип-сталям, а также в многофазных жаростойких покрытиях  $Al_6Si_2O_{13}$ ,  $\alpha-Al_2O_3$ ,  $\gamma-Al_2O_3$  с-ZrO<sub>2</sub>, t-ZrO<sub>2</sub> и SiC. Сопоставление трип-стали ВНС9-Ш и стали 20X15АНЗМД2 показало, что для трип-стали характерны более высокие периоды решетки  $\alpha$ -фазы (2,890-2,892 Å) за счет повышенного содержания углерода в  $\alpha$ -фазе и низкие величины ТКЛР ( $7,7-7,9 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ ), в то время как для стали 20X15АНЗМД2 период решетки составляет 2,888 Å, а ТКЛР  $8,5-9,3 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ . повышенный период решетки трип-стали ВНС9-Ш по сравнению со сталью 20X15АНЗМД2 может быть связан с более высокой способностью ВНС9-Ш накапливать при холодной деформации в своей решетке примеси внедрения, прежде всего углерод. Такое поведение характерно для аустенита, поскольку его способность удерживать в своей кристаллической решетке углерод и тем самым обеспечивать повышенную деформационную нестабильность аустенита является обязательным условием реализации трип-эффекта при эксплуатационных нагрузках. Вероятно такой же способностью в трип-сталях должна обладать и  $\alpha$ -фаза, что является вполне ожидаемым эффектом, поскольку высокую величину предела текучести трип-стали можно реализовать только при условии, что сопротивление деформации мартенсита будет сопоставимо с критическим напряжением, при котором инициируется  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение аустенита, что по существу является механизмом трип-эффекта. Это высокое сопротивление деформации и обеспечивается повышенным содержанием углерода в  $\alpha$ -фазе, которое в свою очередь приводит к повышенным значениям периода решетки и низким значениям ТКЛР, величина которого близка к тугоплавким металлам. Показана эффективность метода высокотемпературной рентгенографии для оценки ТКЛР многофазных покрытий, а также возможность оценивать на поликристаллических объектах монокристалльные характеристики ТКЛР для фаз с тетрагональной и гексагональной решетками. Впервые для фаз с тетрагональной и гексагональной структурами предложено использовать представление ТКЛР в виде тензора 2-го ранга, что позволяет повысить точность оценки ТКЛР.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-19-00330).*

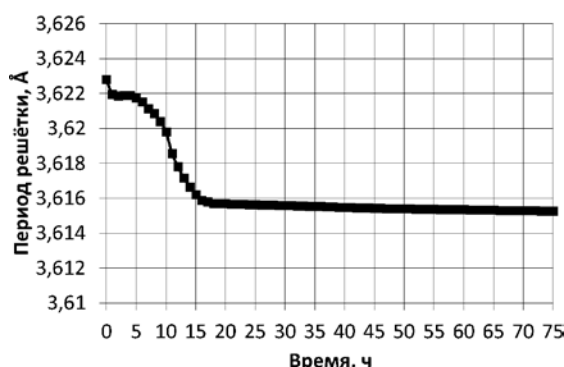
## ИЗУЧЕНИЕ ЯВЛЕНИЯ УПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВА ХН62М МЕТОДОМ ТЕРМОРЕНТГЕНОФАЗОВОГО АНАЛИЗА

Пырин Д.В.<sup>1</sup>, Попкова Д.С.<sup>1</sup>, Половов И.Б.<sup>1</sup>,  
Жиляков А.Ю.<sup>1,2</sup>, Беликов С.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Кафедра термообработки и физики металлов, УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup> ИФМ им. М. Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия  
[d.v.pyrin@gmail.com](mailto:d.v.pyrin@gmail.com)

В настоящее время актуальна задача поиска и совершенствования конструкционных материалов для работы в коррозионно-активных расплавах солей при повышенных температурах и давлениях. Одной из перспективных является группа сплавов системы Ni–Cr–Mo, в которой происходят явления ближнего и дальнего упорядочения [1], способные изменять коррозионное поведение сплавов. К сплавам этой системы относится ХН62М, разработанный УрФУ совместно с ФГУП «ЦНИИ Чермет им. И. П. Бардина» [2]. На его примере было рассмотрено изменение периода кристаллической решётки  $\gamma$ -твёрдого раствора в течение длительной выдержки при температуре 550 °С. Терморентгенофазовый анализ проводился на дифрактометре Bruker D8 Advance в излучении  $K\alpha$  Co в диапазоне углов отражения 85...115 °.



**Рис. 1.** Изменение периода решётки  $\gamma$ -твёрдого раствора сплава ХН62М в течение выдержки при температуре 550 °С

Результаты измерений (рис. 1) показали, что длительная выдержка при температуре 550 °С приводит к уменьшению периода кристаллической решётки  $\gamma$ -твёрдого раствора, что может быть связано с выделением упорядоченной фазы Ni<sub>2</sub>(Cr, Mo).

1. Zhilyakov A. Y., Ilikbaev I. V., Belikov S. V., Gibadullina A. F., Polovov I. B. Relation between short-range and long-range ordering and physical properties of corrosion-resistant alloys of the Ni–Cr–Mo system. *Metal Science and Heat Treatment*, 2020, no. 11-12. pp. 792-797. DOI: [10.1007/s11041-020-00502-7](https://doi.org/10.1007/s11041-020-00502-7)
2. Коррозионностойкий сплав: пат. 2672647 Рос. Федерация: МПК C22C 19/05 / Асеев М. А., Беликов С., В. Дедов К., В. Крицкий А. А., Митюков Р. А., Пантюхин А. П., Половов И. Б., Скиба К. В., Харин П. А., Чинейкин С. В., Шевакин А. Ф., Шипулин С. А.; патенто-обладатель Акционерное общество "Чепецкий механический завод". № 2017127607; заявл. 01.08.17; опубл. 16.11.18.

## УЛУЧШЕНИЕ КАЧЕСТВА И УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ АДДИТИВНОГО СПЛАВА VT6 ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКОЙ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫМ И АМОРФНЫМ ЭЛЕКТРОДАМИ

Муканов С.К., Логинов П.А., Петржик М.И., Левашов Е.А.

*Национальный исследовательский технологический университет МИСИС,  
Москва, Россия  
[smukanov@misis.ru](mailto:smukanov@misis.ru)*

На сегодняшний день применению аддитивной технологии (АТ) препятствует неудовлетворительное качество поверхностного слоя металлических изделий [1] после обработки, в частности, повышенная шероховатость поверхности. Одним из способов улучшения качества поверхности является электроискровая обработка (ЭИО) [2]. В данной работе показана возможность выглаживания и упрочнения поверхности аддитивного сплава VT6 путем реакционной ЭИО многокомпонентными электродами. Были использованы электроды из объемноаморфизируемого сплава (ОАС)  $\text{Fe}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{Y}_2\text{C}_{15}\text{V}_6$  [3] и высокоэнтропийного сплава (ВЭС)  $\text{FeCoCrNi}_2$  [4]. Найденно, что после ЭИО оба модифицированных слоя имеют толщину около 16 мкм; в случае обработки аморфным электродом содержат карбобориды, а в случае обработки высокоэнтропийным электродом они содержат интерметаллиды. Слои имеют значения твердости 19 и 10 ГПа, модуля упругости 234 и 157 ГПа, соответственно, что значительно превышает значения этих параметров для сплава VT6 в 4 и 1,7 раза, соответственно. Электроискровое модифицирование привело к уменьшению шероховатости поверхности в 8...11 раз за счет оплавления выступов и заполнения впадин расплавом на глубину более 50 мкм. Анализ трибологических испытаний показал изменение механизма износа с адгезионного на многостадийный в результате ЭИО сплава VT6. При этом износостойкость была повышена на 4 и 3 порядка величины.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания в сфере науки (проект № 0718-2020-0034).*

1. Murr L.E., Gaytan S.M., Ceylan A., Martinez E., Martinez J.L., Hernandez D.H., Machado B.I., Ramirez D.A., Medina F., Collins S., Wicker R.B. Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 5. № 5. P. 1887-1894.
2. Mukanov S.K., Kudryashov A.E., Petrzhik M.I. Surface Modification of Titanium VT6 Alloy Obtained by Additive Technologies Using Reactive Electrospark Treatment // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2022. Vol. 13. P. 732–739.
3. Petrzhik M., Molokanov V., Levashov E. On conditions of bulk and surface glass formation of metallic alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 707. P. 68-72.
4. Mukanov S., Loginov P., Fedotov A., Bychkova M., Antonyuk M., Levashov E. The Effect of Copper on the Microstructure, Wear and Corrosion Resistance of CoCrCuFeNi High-Entropy Alloys Manufactured by Powder Metallurgy // *Materials*. 2023. Vol. 16. 1178.

## СОЧЕТАНИЕ КРИОГЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ

Маркушев М.В., Автокротова Е.В., Валеева А.Х., Валеев И.Ш.,  
Ильясов Р.Р., Крымский С.В., Ситдииков О.Ш.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,  
Уфа, Россия  
[mvmark@imsp.ru](mailto:mvmark@imsp.ru)*

На примере чистых алюминия (Авч), никеля (НП2) и меди (М1) сопоставлено структурно-механическое поведение ГЦК металлов при термомеханической обработке (ТМО), включавшей пластическую деформацию при отрицательных температурах до больших степеней, и однократную электроимпульсную обработку (ЭИО) с высокой интегральной плотностью тока [1-4]. Особенностью такой ТМО является сравнительно легкая управляемость процессами структуро- и свойствоформирования обрабатываемого материала на всех ее этапах. В частности, за счет использования сверхбыстрого и короткого нагрева до различных температур при ЭИО нагартованного до различной степени металла, она позволяет контролировать в широких пределах тип и дисперсность получаемой структуры, а также баланс свойств. В том числе, получать высокопрочные полуфабрикаты с ультрамелкозернистой (УМЗ) (с размером зерна  $<10$  мкм) структурой.

Деформацию осуществляли многопроходной прокаткой при температуре жидкого азота до суммарной степени 90% на изотермическом шестивалковом стане. ЭИО с длительностью импульса  $\sim 10^{-4}$  с при частоте тока  $\sim 10$  кГц проводили при комнатной температуре на плоских образцах толщиной 0.4 мм. Температуру разогрева  $T_p$  оценивали расчетным методом.

Установлено, что зависимости микротвердости металлов от энергии ЭИО (температуры нагрева) качественно подобны, и состоят из трех характерных интервалов. В первом деформационные структуры стабильны и максимально сохраняют эффект упрочнения, достигнутый при прокатке (Табл.). Во втором происходит их резкое разупрочнение вследствие активации процессов статического возврата и рекристаллизации. А в третьем – нормальный рост зерен с сопутствующим слабым снижением твердости. Так ЭИО с нагревом образцов из никеля до  $0,33T_{пл}$ , из меди до  $0,38T_{пл}$  и из алюминия до  $0,42T_{пл}$  существенно не изменяет линейные и угловые параметры деформационной структуры и ее дефектность. После же нагревов выше указанных температур наблюдали резкое увеличение размеров кристаллитов (зерен и субзерен), сопровождавшееся быстрым ростом среднего угла разориентировки и доли большеугловых границ, и одновременным значительным уменьшением плотности дислокаций и микродеформации кристаллических решеток. Такие изменения были обусловлены трансформацией наклепанной структуры в преимущественно ультра-мелкозернистую рекристаллизованную. Обработка импульсами тока с еще большей энергией приводила к огрублению структуры всех трех металлов.

Обсуждена природа процессов трансформации структуры ГЦК металлов при криопротатке и последующей ЭИО. Сделано заключение о том, что она близка природе процессов, протекающих при холодной прокатке и печном отжиге сильнодеформированных материалов – наклепа, статического возврата, непрерывной статической рекристаллизации и роста зерна, соответственно. При этом импульсный характер ЭИО в виде чрезвычайно короткого времени термо-электрического воздей-

ствия на деформированный металл компенсировался высокими вносимыми энергиями (температурами).

**Таблица.** Параметры структуры и твердость металлов после прокатки и ЭИО

М-л	$K_j$ , $10^3 \text{ A}^2 \text{ c/мм}^4$	$T_p$ , °C	$T_p/T_{пл}$	$d_{сз}$ , МКМ	$d_3$ , МКМ	$F_{рек}$ , %	$\Theta$ , °	$F_{БУГ}$ , %	Плотность дислокаций $10^{13} \text{ м}^{-2}$	$\langle \varepsilon^{1/2} \rangle$ , %	HV
Al	-	20	0,31	2.0	4	3	7	11	5	0.060	49
	10	125	0,42	2.0	4	6	16	23	2	0.014	49
	12	150	0,45	5.0	19	66	31	76	<1	0.001	31
	21	350	0,67	14	53	76	32	74	<1		26
Ni	-	20	0,17	0.2	2.5	3	7	7	35	0.165	246
	10	300	0,33	0.8	3.0	5	5	4	<1	0,116	242
	11	320	0,34	2.8	3.2	92	47	92	<1	0.001	101
	16	670	0,55	4.4	4.7	95	48	92	<1		91
Cu	-	20	0,20	1.0	2.3	15	17	33	45	0.186	152
	35	240	0,38	0.4	0.9	37	21	42	32	0.111	143
	38	300	0,42	0.8	1.0	86	39	79	2	0.001	96
	68	650	0,68	1.2	1.3	98	46	93	<1		81

( $d_{сз}$  и  $d_3$  – размер субзерна и зерна,  $\Theta$  – средний угол разориентировки границ,  $F_{рек}$ ,  $F_{БУГ}$  – доля рекристаллизованных зерен и большеугловых границ,  $\langle \varepsilon^{1/2} \rangle$  – среднеквадратичная микродеформация кристаллической решетки, HV – микротвердость)

Показано, что разупрочнение криокатаных алюминия, никеля и меди при ЭИО аналогично протекающему при отжиге катаных при комнатной температуре состояний, и для них также характерны три четко выраженные интервалы температур (плотностей тока). Введено понятие порогового уровня интегральной плотности тока при ЭИО, превышение которого приводит к значительному разупрочнению криокатаного металла за счет интенсификации рекристаллизационных процессов.

Сделан вывод о том, что ТМО, сочетающая интенсивную пластическую деформацию при криогенных температурах и последующую ЭИО с высокой плотностью тока, является эффективным способом получения ультрамелкозернистых листов из чистых металлов с регламентированными параметрами их структуры и прочности.

1. Валеев И.Ш., Валеева А.Х., Ильясов Р.Р., Автократова Е.В., Крымский С.В., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В. Письма о материалах. 2021. №3. С.351-356.
2. Маркушев М.В., Ильясов Р.Р., Крымский С.В., Валеев И.Ш., Ситдииков О.Ш. Письма о материалах. 2021. №4. С.491-496.
3. Markushev M., Valeev I., Valeeva A., Ilyasov R., Avtokratova E., Krymskiy S., Sitdikov O. // Facta Universitatis. Ser.: Mechanical Engineering. 2022. (online first)
4. Markushev M.V., Valeev I.Sh., Avtokratova E.V., Ilyasov R.R., Valeeva A.Kh., Krimsky S.V., Sitdikov O.Sh. // Lett. on Mater. 2023. №2. P. 126-131.

# МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ И КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ РОТАЦИОННОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

Зубков Д.В.<sup>1</sup>, Трушов В.А.<sup>1</sup>, Приймак Е.Ю.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

<sup>2</sup>АО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия

[dimax3228@gmail.com](mailto:dimax3228@gmail.com)

Среднеуглеродистые легированные стали в настоящее время активно применяются в машиностроительной отрасли, в том числе при производстве бурильных труб и прочих изделий, работающих в условиях высоких нагрузок и агрессивных сред. Однако, сварка таких сталей является сложной и требует использования эффективных технологий.

Наиболее распространенной технологией соединения элементов бурильных труб является ротационная сварка трением (РСТ) [1]. Две детали, подлежащие сварке, располагаются соосно в зажимах машины, одна из них закрепляется неподвижно, а другая приводится во вращение вокруг их общей оси. На сопряженных поверхностях деталей, прижатых одна к другой осевым усилием  $F$ , возникают силы трения. По достижении необходимой температуры относительное движение поверхностей должно быть по возможности быстро (практически мгновенно) прекращено. Процесс образования сварного соединения завершается стадией проковки: к нагретым, но уже неподвижным деталям на некоторое время прикладывается сжимающее усилие. Таким образом, прочность зоны соединения двух сталей (стыка) зависит от параметров сварки, определяющих термомодеформационные условия на границе их раздела.

Для контроля качества сварных соединений широко применяется метод испытаний на статическое растяжение в соответствии с ГОСТ 6996 [2]. Данным ГОСТом предусмотрены различные конфигурации образцов сварных соединений. Целью настоящей работы явился анализ влияния конфигурации образцов на объективность оценки прочности стыка приваренных сталей.

Проведены механические испытания на статическое растяжение образцов сварных соединений в сочетании сталей 30ХГСА и 40ХМФА, полученных РСТ. Испытания проводились в соответствии с ГОСТ 6996 на плоских образцах типа XV (рис. 1, а) и типа XXIV с U-образным концентратором напряжений (рис. 1, б).

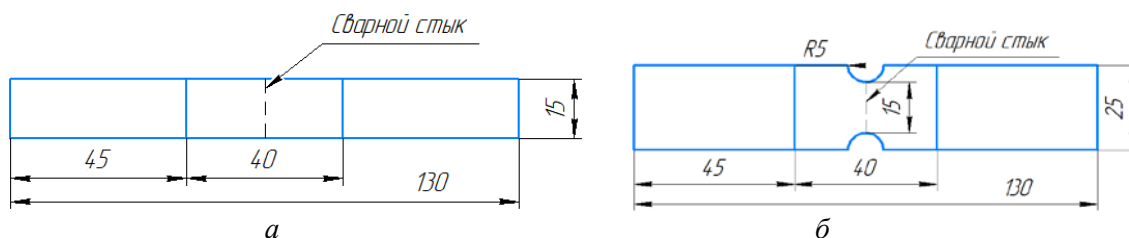


Рис. 1. Образцы сварных соединений для механических испытаний на растяжение по ГОСТ 6996: а) тип XV; б) тип XXIV

Образцы трубных заготовок из указанных сталей диаметром 70 мм и толщиной стенки 3,5 мм соединялись при трех разных режимах РСТ при варьировании силы проковки, как наиболее значимого параметра, определяющего прочность сварного стыка (табл. 1) [3].

**Таблица 1.** Исследуемые режимы РСТ трубных заготовок сталей 30ХГСА и 40ХМФА диаметром 70 мм и толщиной стенки 3,5 мм

№ режима	Сила при нагреве (трения) $F_n$ , кН	Сила проковки $F_{пр}$ , кН	Частота вращения при нагреве $n$ , об/мин.	Осадка при нагреве $l$ , мм
1	40	60	800	9,5
2		100		
3		140		

Результаты определения механических свойств представлены в таблице 2.

**Таблица 2.** Механические свойства сварных соединений сталей 30ХГСА-40ХМФА

№ режима	Образец типа XV			Образец типа XXIV		
	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	Место разрушения	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	Место разрушения
1	972	19,5	ЗТМВ*	1138	-	стык
2	1000	19		1226	9	ЗТМВ
3	990	18		1034	-	стык

\*ЗТМВ – зона термомеханического влияния

Анализ результатов механических испытаний показал, что в образцах типа XV (без концентраторов напряжений), разрушение во всех случаях произошло в ЗТМВ наименее прочной стали 30ХГСА. Временное сопротивление при этом находится на одном уровне (972-1000 МПа) и не уступает временному сопротивлению исходной заготовки. В образцах типа XXIV с U-образным концентратором разрушение образцов, полученных по режимам №1 и №3, произошло по стыку, а образца, полученного по режиму №2, – в ЗТМВ. Таким образом очевидно, что как при низком ( $F_{пр} = 60$  кН), так и при высоком ( $F_{пр} = 140$  кН) значении силы проковки образованное соединение на границе раздела сталей недостаточно качественное. Исходя из этого, образец типа XXIV с U-образным концентратором напряжения наиболее объективно оценивает прочность зоны соединения сталей в отличие от образцов типа XV. Образцы с такой конфигурацией могут быть рекомендованы для контроля качества сварных соединений, полученных РСТ, с фиксацией места разрушения. Браковочным признаком при этом будет являться разрушение по плоскости стыка.

1. Применение ротационной сварки трением для изготовления геологоразведочных буровых труб: промышленный опыт и исследования / Е.Ю. Приймак, А.С. Атамашкин, Е.А. Кузьмина, Е.С. Тулибаев // Черные металлы. – 2020. – №4. С. 37-42.
2. ГОСТ 6996-66. Сварные соединения. Методы определения механических свойств. – М.: Стандартиформ, 2008. – 44 с.
3. Оптимизация параметров ротационной сварки трением разнородных сварных соединений среднеуглеродистых легированных сталей 30ХГСА и 40ХМФА / Е.А. Кузьмина, Е.Ю. Приймак, А.С. Кириленко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2022. - №10. С. 52-59.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi

Пахолкина С.А., Аникеев С.Г.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
Томск, Россия*

[pakholkina200362@gmail.com](mailto:pakholkina200362@gmail.com)

**Введение.** Сплавы на основе TiNi обладают эффектом памяти формы, сверхэластичности за счет реализации мартенситных превращений. Биомеханическая совместимость обеспечивается диссипативными потерями энергии при мартенситных превращениях, а биохимическая совместимость обеспечивается слоем оксида титана [1-4]. Высокие физико-механические свойства монолитных сплавов на основе никелида титана позволяют создавать прочные имплантаты с повышенными деформационно-прочностными характеристиками в условиях знакопеременных нагрузок. Пористый же материал на основе никелида титана имеет меньший модуль Юнга, по сравнению с монолитным, благодаря пористой структуре [5]. Поэтому пористый сплав на основе никелида титана является наиболее перспективным материалом для реконструкции костных тканей организма, благодаря развитой объемной пористой структуры и проницаемости.

Методом спекания и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) получают биосовместимый материал медицинского назначения [1,3,6]. Исследование порового пространства пористых материалов на основе никелида титана для создания имплантируемых конструкций является актуальной задачей. Целью данной работы является исследование влияния параметров СВС и спекания на структуру и свойства порового пространства.

**Экспериментальная часть.** Методом СВС получен материал из порошков титана (ПТОМ) и никеля (ПНК-ОТ4). Шихту уплотняли до пористости 45–50% в кварцевых трубках диаметром 50 мм. Далее трубку устанавливали в реактор и нагревали до 300 ° в трубчатой электрической печи типа СУОЛ в атмосфере инертного газа аргона. Из полученных цилиндрических заготовок вырезали образцы с помощью электроискрового станка.

Методом диффузионного спекания получен пористый материал из порошка никелида титана (ПВ–Н55Т45). Порошок уплотняли до пористости 55-60% в кварцевых капсулах, которые имели внутренний диаметр 13-14 мм и длину 65-80 мм. Однократное спекание проводили в электровакуумной печи СНВЭ-1.31/16-И4 в течение 40 минут при давлении  $10^{-4}$  Па и температуре 1250 °.

Коэффициент проницаемости рассчитывали по формуле Дарси:

$$K = \frac{Q\mu L}{\rho g \Delta H S_0 \Pi},$$

где  $Q$  – расход жидкости, пропорционален плотности жидкости ( $\rho$ ) и обратно пропорционален ее вязкости ( $\mu$ ),  $L$  – длина образца,  $\Delta H$  – уровень жидкости,  $g$  – ускорение свободного падения,  $S_0$  – площадь сечения образца,  $\Pi$  – пористость. Определяли в трех перпендикулярных направлениях:  $K_{\text{long1}}$ ,  $K_{\text{long2}}$ ,  $K_{\text{cross}}$ .

С целью изучения макро- и микроструктуры образцов пористого сплава TiNi готовили металлографические шлифы по стандартной методике. Структуру металлической матрицы полученных образцов исследовали методами оптической и раст-



ровой электронной микроскопии (РЭМ) с использованием микроскопов Axiovert-40 MAT и Quanta 200 3D, соответственно. Концентрационный состав фаз определяли с помощью энергодисперсионного микроанализатора EDAX ECON IV. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 на  $\text{CuK}\alpha$ -излучении, съемка велась на отражение по методу Брегга–Брентано. Анализ фазового состава проведен с использованием баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 23.

**Результаты.** Методом рентгенофазового анализа установлено, что основное соединение TiNi находится в двухфазном состоянии B2 и B19', обнаружены частицы вторичных фаз, обогащенных как по титану, так и по никелю. Частицы, обогащенные по титану,  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  и  $\text{Ti}_4\text{Ni}_2(\text{O},\text{N},\text{C})$ , располагаются на границах зерен и пор, а мелкодисперсные частицы, обогащенные по никелю,  $\text{TiNi}_3$ ,  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$ , располагаются преимущественно в теле зерна.

Поровое пространство СВС-материала характеризуется сложной структурой взаимосвязанных пор. Жидкая фаза в процессе синтеза образуется во всем материале одновременно, поэтому продуктом является пористо-проницаемый материал с высокой долей открытых пор. В процессе неравновесной кристаллизации возможно перераспределение компонентов между кристаллизующимся жидким раствором и твердой фазой, поэтому наблюдается анизотропия строения порового пространства СВС-материала, а также его фазово-химическая неоднородность. Значения коэффициента проницаемости:  $K_{\text{long1}}=588\text{Д}$  (стандартное отклонение  $\sigma=8\text{Д}$ ),  $K_{\text{long2}}=793\text{Д}$  ( $\sigma=16\text{Д}$ ),  $K_{\text{cross}}=254\text{Д}$  ( $\sigma=9\text{Д}$ ).

Методом диффузионного спекания получен материал, сохраняющий индивидуальность исходных частиц порошка TiNi. Процессы массопереноса приводят к увеличению значения площади контакта и уменьшению размеров пор во всем объеме материала. Наблюдается перенос вещества вследствие диффузии атомов по поверхности от выпуклых участков к вогнутым поверхностям перешейка, что приводит к тому, что поровое пространство материала, полученного методом спекания, изотропно. Значения коэффициента проницаемости:  $K_{\text{long1}}=38\text{Д}$  ( $\sigma=3\text{Д}$ ),  $K_{\text{long2}}=28\text{Д}$  ( $\sigma=3\text{Д}$ ),  $K_{\text{cross}}=18\text{Д}$  ( $\sigma=1\text{Д}$ ).

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 19-79-10045*

1. Гюнтер, В. Э. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы: в 14 томах / В. Э. Гюнтер, В. Н. Ходоренко, Т. Л. Чекалкин и др.; под ред. В. Э. Гюнтера. – Томск: Изд-во «МИЦ», 2011. – Т. 1. – 534 с.
2. Структура, фазовые превращения и свойства. Авторы: под ред. В.Г. Пушина Информация о издательстве: Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 414 с.
3. Итин, В. И. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. / В. И. Итин, Ю. С. Найбороденко – Томск: Изд-во ТГУ, 1989. – 214 с.
4. Otsuka, K. Physical metallurgy of Ti–Ni–based shape memory alloys / K. Otsuka, X. Ren // Progress in materials science. – 2005. – Т. 50. – No. 5. – С. 511–678
5. Li Y., Yang C., Zhao H., Qu S., Li X., Li Y. New Developments of Ti-Based Alloys for Biomedical Applications / Yuhua Li, Chao Yang, Haidong Zhao, Shengguan Qu, Xiaoqiang Li, Yuanyuan Li // Materials. – 2014. – Vol. 7 – С. 1709–1800
6. Гегузин, Я. Е. Физика спекания / Я. Е. Гегузин. – М.: Наука, 1984. – 312 с.

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ГОРЯЧЕГО ЦИНКОВОГО ПОКРЫТИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Третьяков В.А., Куканков Л.С., Короткова Ю.Н.

Самарский Университет, Самара, Россия,  
[tretyakov.vitalick2015@yandex.ru](mailto:tretyakov.vitalick2015@yandex.ru)

Из стали 09Г2С изготавливается практически вся линейка металлопродукции: балка стальная двутавровая, лист стальной горячекатаный, трубы бесшовные [1]. Данная сталь легирована кремнием, который является дешевым и эффективным упрочнителем строительных сталей. Однако при горячем цинковании, которое является одним из наиболее эффективных методов защиты стали от коррозии, высокое содержание кремния приводит к формированию покрытия большой толщины [2].

Авторами этой работы было обнаружено, что на поверхностях стальных деталей после плазменной и лазерной резки толщина покрытия значительно меньше, чем на остальных поверхностях, что было обусловлено структурными изменениями в зоне термического влияния [3]. Целью исследования было изучение влияния предварительной плазменной резки и плазменной поверхностной закалки стали 09Г2С на толщину и структуру цинкового покрытия.

Образцы вырезали на установке плазменной резки NuPerformance 400 XD. Закалка происходила за счет отвода тепла в тело детали без подачи воды на место нагрева на установке УДГЗ-200. После закалки твердость образцов измерялась на стационарном твердомере NOVOTEST ТС-БРВ. Изучение микроструктуры образцов проводилось с помощью микроскопа Carl Zeiss Axio Vert 40 MAT. Образцы подвергались горячему цинкованию по традиционной технологии при температуре 450°C, время выдержки 2 минуты. Изображения микроструктуры покрытия цинка приведены на рисунке 1.

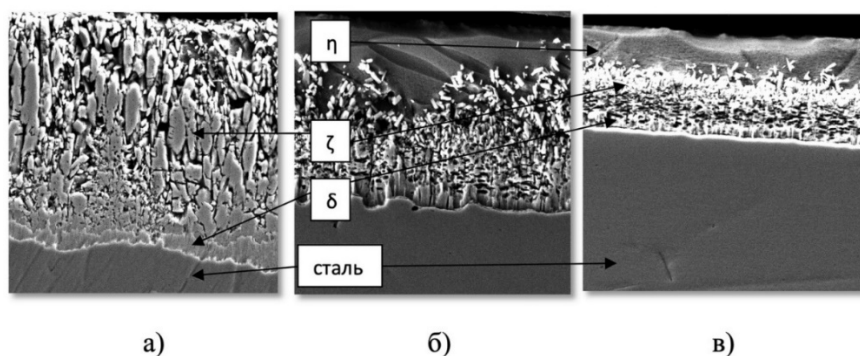
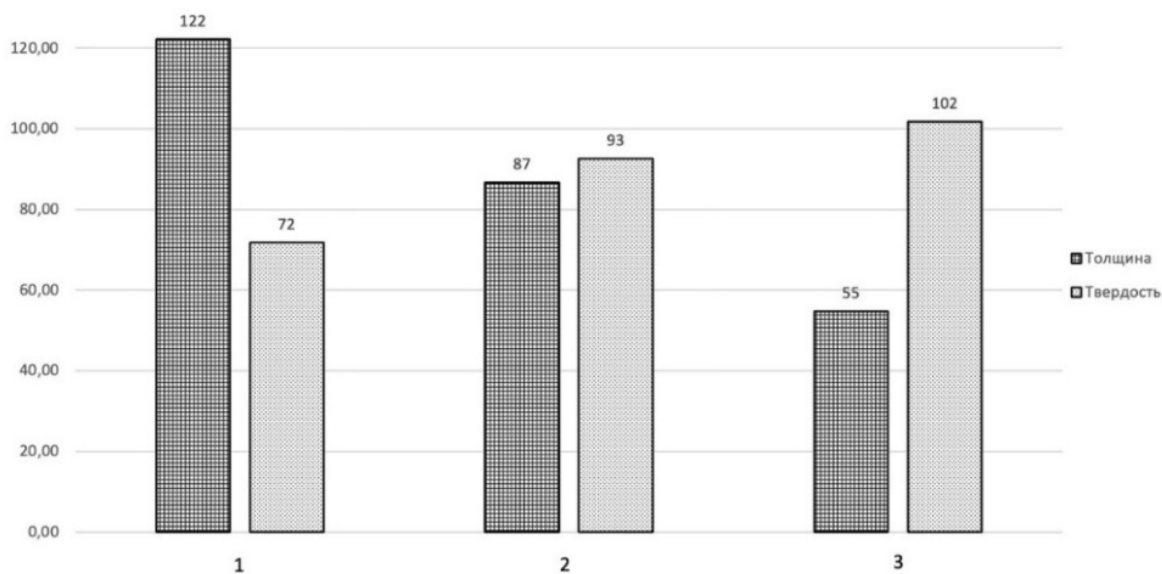


Рис. 2. Микроструктура цинкового покрытия образца,  $\times 2000$ : а) без обработки, б) после плазменной закалки, в) после плазменной резки.

Исследования микроструктуры цинкового покрытия показали, что на поверхности без обработки образуется цинковое покрытие, имеющее характерное строение для покрытия высококремнистой стали – 80-90%  $\zeta$ -фазы и тонкий слой  $\delta$ -фазы,  $\eta$ -фаза отсутствует, что приводит к матовой и разнотонной поверхности покрытия (рис.1а). После плазменной обработки в микроструктуре цинкового покрытия, наблюдаются все три основные фазы:  $\delta$ -фаза плотная, столбчатая, дендритная  $\zeta$ -фаза и  $\eta$ -фаза – покровный цинк, обеспечивающий глянцевую поверхность покрытия

(рис.1б,в). Влияние предварительной плазменной обработки на твердость поверхности и толщину образующегося цинкового покрытия приведено на рисунке 2.



**Рис. 3.** Диаграмма влияния обработки на толщину покрытия и твердость основы:  
1 – необработанный, 2 – плазменная закалка, 3 – плазменная резка

Анализ влияния предварительной плазменной обработки на твердость поверхности образца и толщину формирующегося цинкового покрытия (рис.2) показал, что необработанный образец имеет наименьшую твердость и наибольшую толщину покрытия. После плазменной закалки твердость поверхности увеличилась, толщина покрытия уменьшилась на 29%, около 87 мкм. После плазменной резки твердость поверхности максимальна, толщина покрытия уменьшилась на 55%, около 55 мкм, относительно необработанного образца. Следовательно, можно сделать вывод, что приповерхностная структура полной закалки – мартенсит тормозит рост  $\zeta$ -фазы покрытия сильнее, чем структура неполной закалки – мартенсит+феррит.

Таким образом была определено, что на поверхности после плазменной резки имеется структура полной закалки (мартенсит), на поверхности после плазменной закалки структура неполной закалки (феррит и мартенсит). Следовательно, закаленный слой служит диффузионным барьером при образовании железоцинковых слоев покрытия. Предварительная плазменная обработка поверхности стали 09Г2С приводит к экономии расхода цинка на формирование защитного покрытия и образованию глянцевой поверхности, поэтому данный способ рекомендуется для внедрения в процесс горячего цинкования данной марки стали.

1. Тоқтар, А. Б., Әділбеков К. Е., Серіков С. Е., Комбаев К. К. Влияние режимов плазменной резки на свойства кромки стали марки 09Г2С // [Вестник Восточно-Казахстанского государственного технического университета им. Д. Серикбаева](#). 2019. №4. С. 160-170.
2. Тарасова А. А. Особенности цинкования кремнийсодержащих сталей. Москва. Металлургия. 1984. 72 с.
3. Бондарева О. С., Добычина О. С. Влияние плазменной и лазерной резки на формирование цинкового покрытия на стали// [Международный научный журнал](#). 2022. — №10(124). — С. 1-8. [DOI: 10.23670/IRJ.2022.124.5](#)

## ОЦЕНКА АДЕКВАТНОСТИ МОДЕЛЕЙ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА КРЕМНИСТО-МАРГАНЦЕВОЙ ЛАТУНИ

Костин Г.В., Святкин А.В.

ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет»,  
Тольятти [gleb.kostin2000@mail.ru](mailto:gleb.kostin2000@mail.ru)

Решение вопросов, связанных с достижением технического суверенитета, подразумевает разработку и освоение марок - аналогов в максимально короткие сроки. Современное массовое производство выдвигает жесткие требования по технологичности и трещиностойкости к поставщикам металлопродукции. Обеспечить создание современных технологичных сплавов возможно за счёт внедрения методов математического моделирования.

Целью работы является обеспечение статистической управляемости свойств промышленных кремнисто-марганцевых латуней за счет применения методик прогнозирования фазового состава.

Известно несколько подходов к моделированию фазового состава многокомпонентных латуней [1-6]. Однако в основу положены следующие принципы: формирование структуры пресованных труб из латуни различных промышленных марок «условиях реальных скоростей охлаждения поведение этих материалов подчиняется классической диаграмме Cu-Zn, если на этой диаграмме вместо фактического содержания Zn находить расчетную величину цинкового эквивалента» [6]. Предполагается, что кремний полностью связан и свинец находится в структурно-свободном состоянии [2 - 5]. Однако в публикациях [2 – 5] отсутствуют сведения об проверке адекватности моделей.

Первым шагом настоящей работы провели наблюдение за реальными промышленными партиями. Объектом исследования были промышленные партии сплава ЛМцАЖН. Анализ микроструктуры образцов проводился на световом микроскопе с системой анализа изображений SIAMS 800. Набирались фактические данные, в течение года, было проанализировано 45 партий. Разброс по  $\alpha$ -фазе составил (6...29%). По- силицидам ((Fe, Mn)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>) – (3...5%).

Оценку качества моделей проводили по следующим критериям: оценка коэффициента детерминации, оценка среднеквадратичной ошибки (корня из среднеквадратичной ошибки), оценка средней абсолютной ошибки, оценка среднеквадратического отклонения (СКО) [8].

Результаты проверки показали слабую сходимость предсказанных результатов и фактически наблюдаемых. Причинами этого являются: разброс химического состава по длине и окружности труб [6], разброс условий нагрева и охлаждения при термообработке [4], [7]. На наш взгляд, подход, когда фазовый состав многокомпонентной латуни оценивается по классической диаграмме Cu-Zn является излишне упрощенным. Логично использовать псевдобинарные и политермические разрезы диаграммы Cu-Zn-Mn-Si диаграммы, учитывающие наличие силицидов (Mn<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>) в сплаве [9]. Другим подходом может быть создание регрессионных моделей.

В настоящее время создание универсальной модели с учетом диаграммы с силицидами не завершено. В результате обработки статистических данных по 45 партиям была получены результаты, приведенные в таблице 1, со значительно более высокими метриками качества, по сравнению с приведенными ранее методами.

**Таблица 1.** Метрики оценки качества моделей прогнозирования

Название метода / Метрики качества	R <sup>2</sup>	MSE	RMSE	MAE	α-фаза сред. прогноз	σ прогноз	α-фаза сред. факт	σ факт
По Тропотову	0,25	26,91	5,18	36,22	21,22	5,04	15,79	6,06
По Котову, Мысик	0,35	47,34	6,88	58,85	18,26	3,81		
По Ефремову	0,22	58,74	7,63	75,64	20,92	3,43		
Регрессионная модель	<b>0,76</b>	<b>27,31</b>	<b>5,36</b>	<b>28,78</b>	<b>15,51</b>	<b>5,46</b>		

Недостатком данной модели является невозможность применения решения для других марок.

1. Ефремов Б.Н. Латуни. От фазового строения к структуре и свойствам: монография / Б.Н. Ефремов. – Москва: ИНФРА-М, 2014. – 312 с.
2. Святкин А. В. Влияние термообработки на структуру и механические свойства сложнолегированной латуни ЛМцА 58-2-1 // Вектор науки ТГУ. 2009. – №4 (7). – С. 35 – 38.
3. Овчинников А. С, Лебедь А. В., Пугачева Н. Б., Анализ дефектов промышленных заготовок из латуней/ Цветные металлы. -2014.-№10.-С.71-77.
4. Герасимова А. В. Разработка способов изменения структурного состояния и свойств деформируемой алюминий-железо-никель-кремнистой латуни: диссертация ... кандидата Технические наук: 05.16.09 / Герасимова Анна Владимировна; [Место защиты: ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук], 2018.- 150 с.
5. Пугачева Н. Б. Структура и свойства деформируемых легированных латуней. — Екатеринбург: УрО РАН, 2012.
6. Котов Д.А. Прогнозирование фазового состава сложнолегированных латуней / Д.А. Котов, Р. К. Мысик, А. А. Еремин, М. И. Волков, Л. М. Жукова // Литейщик России. – 2005. – № 9. – С. 17 – 21.
7. Тропотов А.В., Пугачева Н.Б., Рязанцев Ю.В., Жукова Л. М. Исследование остаточных напряжений в изделиях, изготовленных из сложнолегированных латуней. Металловедение и термическая обработка металлов.2006, №1. С. 28 – 32.
8. Метрики качества линейных регрессионных моделей // Электронный ресурс. Режим доступа: открытый // URL: <https://loginom.ru/blog/quality-metrics>
9. Гнусина А. М., Святкин А. В. Оценка применимости диаграмм состояния системы Cu-Zn-Mn-Si для фазового прогнозирования в зависимости от молекулярной связности кремния. «Материалы XIV всероссийской школы-конференции молодых учёных с международным участием «КоМУ-2022» Текстовое электронное издание / Режим доступа: открытый // URL: [https://www.elibrary.ru/download/elibrary\\_50033681\\_63754403.pdf](https://www.elibrary.ru/download/elibrary_50033681_63754403.pdf)

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРА ИСХОДНОГО ЗЕРНА АУСТЕНИТА В ВЫСОКОПРОЧНОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТМСР МЕТОДАМИ ОРИЕНТАЦИОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Сацкий Д.Д., Урцев Н.В., Ярков В.Ю., Лобанов М.Л.

Уральский федеральный университет им. первого Президента РФ Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург (Россия), [daniil.sackii@mail.ru](mailto:daniil.sackii@mail.ru)

Высокопрочная низкоуглеродистая сталь является важнейшим материалом в трубной промышленности, где необходимый высокий уровень прочностных, пластических и вязких свойств стальных листов достигается за счет применения контролируемой горячей прокатки (ГП) с последующим управляемым ускоренным охлаждением – Thermo-Mechanical Controlled Processing (ТМСР) [1].

Внедрение управляемого ускоренного охлаждения после контролируемой прокатки позволяет получить преимущественно бейнитную структуру, и обеспечить классы прочности стали К60, К65 (Х70, Х80). Прочность стали с бейнитной структурой практически полностью определяется величиной бейнитной рейки, длина которой зависит от размера исходного зерна аустенита: чем крупнее аустенитное зерно, тем крупнее продукты его распада и меньше прочность и пластичность [2].

Аустенитные зерна отсутствуют в структуре трубной стали после ТМСР, однако они могут быть восстановлены по продуктам распада аустенита при помощи ориентационной микроскопии (ОР), основанной на дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD – electron backscatter diffraction). Возможность восстановления обусловлена существованием ориентационной связи между  $\gamma$ -и  $\alpha$ -фазами в виде ориентационных соотношений (ОС), выполнение которых является следствием кооперативной перестройки конфигураций атомов при сдвиговых превращениях. Большинство методов получения исходного зерна  $\gamma$ -фазы основываются на постепенном их «восстановлении» через оценку угла разориентации между соседствующими кристаллитами  $\alpha$ -фазы [3].

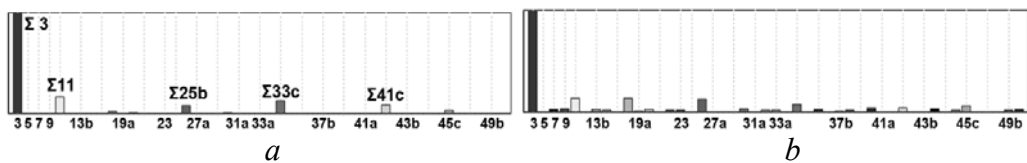
Цель настоящей работы – апробация методики восстановления аустенитного зерна в низкоуглеродистой трубной стали, формирующегося в процессе контролируемой ГП, с использованием ориентационной микроскопии по кристаллографическим особенностям бейнитной микроструктуры.

В качестве материалов для исследований использовались образцы, трубной стали 06Г2МБ после ТМСР класса прочности К60 [4]. Термическая обработка заключалась в нагреве образцов до температуры 980°C, выдержке в течение 30 минут и охлаждении со скоростями 100 °C/с («бейнит») и 700 °C/с («мартенсит»).

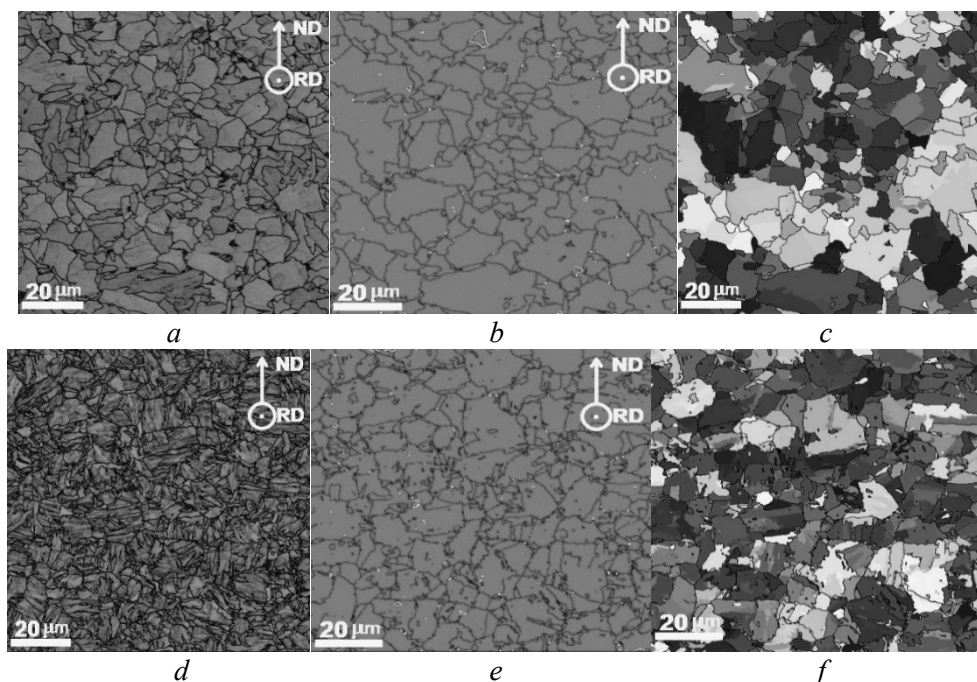
Восстановление проводилось с использованием ОС Курдюмова-Закса (К-3):  $(111)_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha}$ ;  $[1-10]_{\gamma} \parallel [1-11]_{\alpha}$ ; ОС Нишиямы-Вассермана:  $(111)_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha}$ ;  $[1,1,-2]_{\gamma} \parallel [0,1,-1]_{\alpha}$ ; ОС Гренингера-Трояна:  $(111)_{\gamma} \parallel (011)_{\alpha}$ ;  $[-12,-5,17]_{\gamma} \parallel [-7,-17,17]_{\alpha}$ .

Схожесть спектров границ решетки совпадающих узлов (PCY) (рис.1) позволяет применять методики ОР для восстановления зерен аустенита на основе кристаллографических особенностей бейнитной структуры с использованием любых ОС. Показано, что наиболее полное восстановление аустенитной структуры происходит с использованием ОС К-3.

Результаты восстановления аустенитной структуры (рис.2) на основе кристаллографических особенностей разориентации кристаллитов бейнита (для ОС К-3:  $D_{cp} = 4,6 \pm 0,7$  мкм;  $D_m = 9,5$  мкм;  $D_{max} = 18,0$  мкм) практически совпадает с результатами обработки мартенситной структуры (для ОС К-3:  $D_{cp} = 3,6 \pm 0,8$  мкм;  $D_m = 9,5$  мкм;  $D_{max} = 18,0$  мкм).



**Рис. 1.** Спектры РСУ-границ образцов, охлажденных из аустенитной области со скоростями: *a* - 700 °C/c; *b* - 100°C/c



**Рис. 2.** Исходные и восстановленные микроструктуры с использованием ОС К-3 после термической обработки: *a, b, c* – скорость охлаждения: 100°/с; *d, e, f* – 700°/с; *a* – бейнит; *d* – мартенсит; *b, e* – восстановленная  $\gamma$ -фаза; *c, f* –  $\gamma$ -фаза в ориентационном контрасте

Показана применимость методики восстановления аустенитного зерна низкоуглеродистой стали, формирующегося в процессе контролируемой ГП при ТМСР, с использованием ориентационной микроскопии на основе кристаллографических особенностей бейнитной микроструктуры.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00615, <https://rscf.ru/project/23-29-00615/>.*

1. Столхейм Д.Дж. Современные схемы легирования и практика производства высокопрочных сталей для магистральных нефтегазопроводов. Часть I. // *Металлург*. 2013. № 11. С. 53–66.
2. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Москва: *Металлургия*, 1986. 480с.
3. Meishuai L., Yudong Z., Wang X., Beausir B., Zhao X., Zuo L., Esling C. Crystal defect associated selection of phase transformation orientation relationships (ORs) // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 152. P. 315–326.
4. Лобанов М.Л., Краснов М.Л., Урцев В.Н. и др. Влияние скорости охлаждения на структуру низкоуглеродистой низколегированной стали после контролируемой термомеханической обработки // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2019. Т. 763. № 1. С. 31–37.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg–Gd–Nd–Y–Zn–Zr МЕТОДАМИ ТЕМНОПОЛЬНОЙ И ДИФРАКЦИОННОЙ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ (HAADF-STEM, CBED, EDS)

Заводов А.В., Леонов А.А., Лукина Е.А.

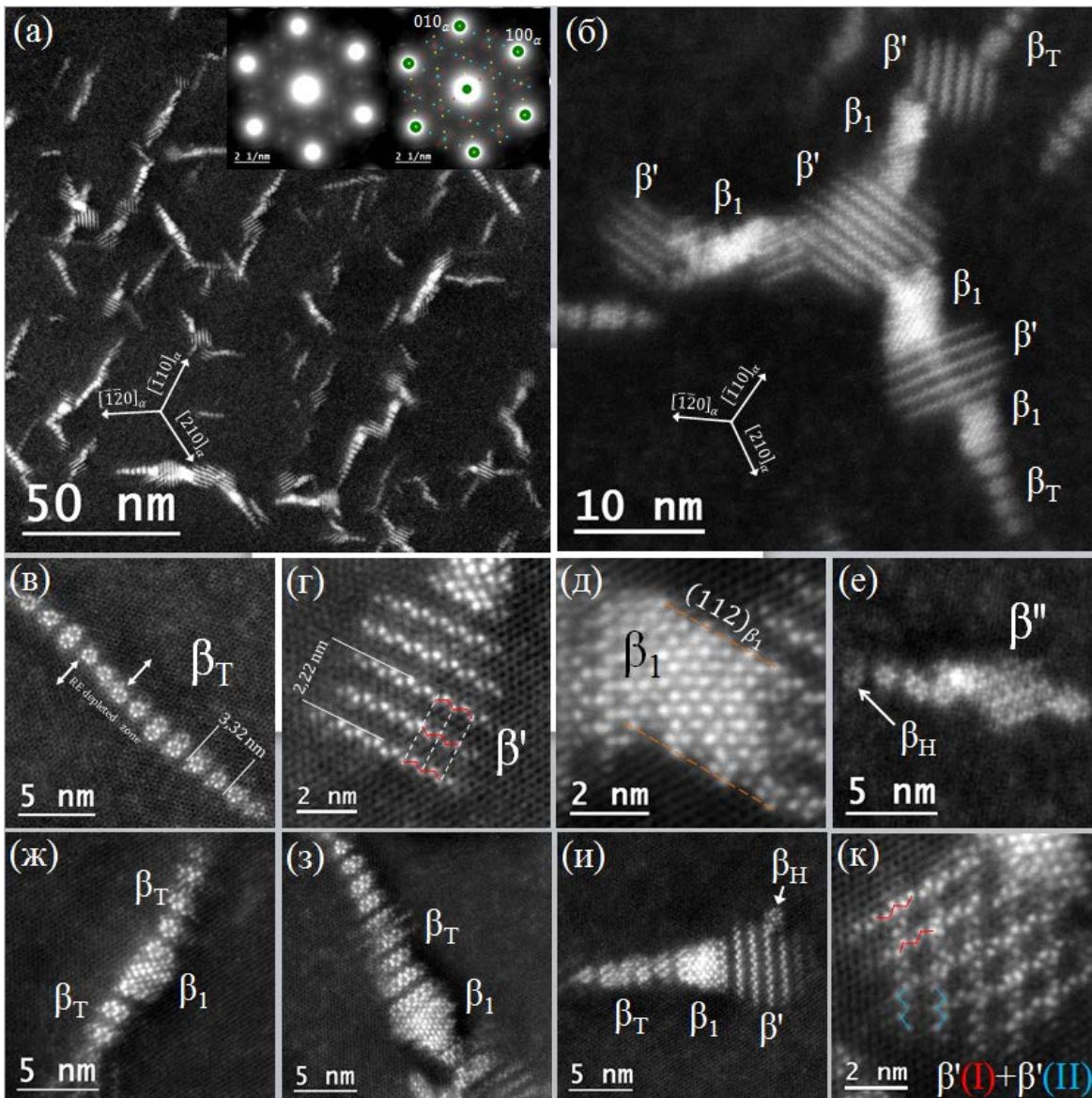
НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ,  
Москва, Россия  
[zavodovad@gmail.com](mailto:zavodovad@gmail.com)

Методом высокоугловой кольцевой темнопольной просвечивающей сканирующей электронной микроскопии (HAADF-STEM) были изучены структура, фазовый состав и морфология метастабильных фаз  $\beta$  и  $\gamma$  серий в пожаробезопасном магниевом сплаве ВМЛ26 [1] состава Mg–3,1Gd–2,6Nd–1,5Y–0,1Zn–0,4Zr (масс. %). После старения сплава при 220 °С в течение 10 ч в сплаве ВМЛ26 одновременно присутствует 7 метастабильных фаз -  $\beta_H$ ,  $\beta_T$ ,  $\beta''$ ,  $\beta'$ ,  $\beta_1$ ,  $\gamma'$ ,  $\gamma''$  (рис. 1). Преобладающими фазами являются  $\beta_T$  и  $\beta'$  фазы, а также сложносоставные выделения типа  $\beta_T - \beta_1 - \beta_T$  или  $\beta_T - \beta_1 - \beta'$ , ориентированные в трёх направлениях типа  $\langle \bar{1}10 \rangle_\alpha$ , разделённых углом 120°. По темнопольным изображениям высокого разрешения проведён детальный анализ атомного строения всех фаз, определены периоды кристаллической решётки и особенности сопряжения разных фаз.

Показано, что полноценный анализ метастабильных фаз возможен при изучении структуры сразу в двух кристаллографических ориентациях -  $[001]_\alpha$  и  $[100]_\alpha$ . Анализ Фурье-изображений выявил новые ориентационные соотношения (ОС) между  $\beta_1$  фазой и  $\alpha$ -Mg вида  $\{001\}\beta_1//\{110\}_\alpha$  и  $\langle 110 \rangle\beta_1//\langle 001 \rangle_\alpha$ , соответствующие ранней стадии зарождения  $\beta_1$  фазы по механизму атомных сдвигов, предложенных в работе [2]. Показано, что в процессе роста  $\beta_1$  фазы ОС меняются до общеизвестных ОС для фаз  $\beta_1$ /Mg вида  $\{112\}\beta_1//\{100\}_\alpha$  и  $\langle 110 \rangle\beta_1//\langle 001 \rangle_\alpha$ , а также происходит удвоение ориентаций решётки  $\beta_1$  фазы в твердом растворе Mg. Обнаружено, что  $\beta_1$  фаза способна гетерогенно зарождаться на частицах цирконидов цинка или примесей типа  $ZrMn_2$ , достигая размера 500 нм, и формируя вокруг себя зоны, свободные от выделений.

Также были изучены нерегулярные включения интерметаллидных фаз на границах и в объёме зёрен, в т.ч. соединений с цирконием. Методом высокоразрешающей просвечивающей микроскопии показано, что крупные (более 10 мкм) частицы на границе зёрен после старения сохраняют кристаллическую решётку  $\beta_1$  фазы, не превращаясь в стабильную  $\beta$  фазу. Методами электронной дифракции в сходящемся пучке (CBED) и энергодисперсионного анализа (EDS) изучены кристаллическая решётка и элементный состав глобулярных и стержневидных выделений  $Zr_3Zn_2$  и  $Zr_2Zn$ . Выявлено, что циркониды цинка стержневидной формы представлены обоими указанными соединениями, но при этом не имеют значительных отличий по морфологии. Расшифрована ранее не изученная решётка соединения  $Zr_2Zn$  ( $tI$ ,  $a = 0.70$  нм,  $c = 0.55$  нм) и составлена ориентационная карта дифракций в сходящемся пучке. По результатам работы составлен полный перечень из 12 фаз, присутствующих в магниевом сплаве ВМЛ26, включая тип решётки, экспериментально полученные параметры и морфологию выделений.





**Рис. 1.** Темнопольные изображения, полученные в режиме HAADF-STEM метастабильных фаз  $\beta$  серии в сплаве ВМЛ26 после старения при 220 °С, 10 ч. Электронный пучок параллелен направлению  $[001]_{\alpha}$ : (а) общий вид распада, вставки – экспериментальная и расчётная дифракции для  $\beta'$  фазы; (б) и (ж)-(и) типичные сложносоставные выделения фаз  $\beta$  серии; (в)-(е) – кристаллическая структура  $\beta_T$ ,  $\beta'$ ,  $\beta_1$ , и  $\beta''$  фаз; (к) перекрытие двух частиц  $\beta'$  фазы, расположенных на разных высотах в толще фольги

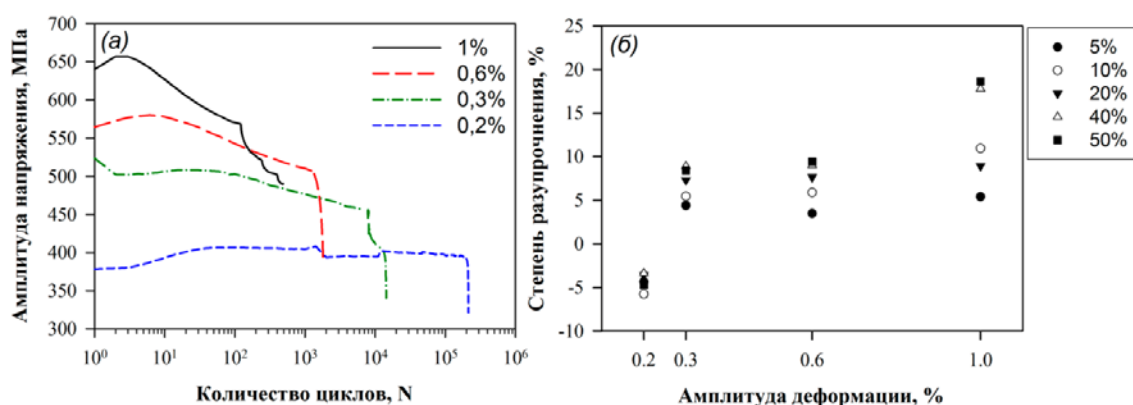
1. Леонов А.А., Дуюнова В.А., Трофимов Н.В., Уридия З.П., Мухина И.Ю. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства пожаробезопасного литейного магниевого сплава системы Mg-P3M-Zr // *Металлы*. 2023. № 1. С. 16-22.
2. Z. Du, Y. Peng, H. Teng, Z. Cao, K. Zhang, M. Ma, X. Han, T. Li, C. Che, Y. Li, Formation and growth of precipitates in a Mg-7Gd-5Y-1Nd-2Zn-0.5Zr alloy aged at 200 °C, *J. Magnes. Alloys*. (2022). <https://doi.org/10.1016/j.jma.2022.10.012>.

# МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ НОВОЙ 10% СR МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Бражников И.С., Федосеева А.Э.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
Белгород, Россия  
[1216318@bsu.edu.ru](mailto:1216318@bsu.edu.ru)

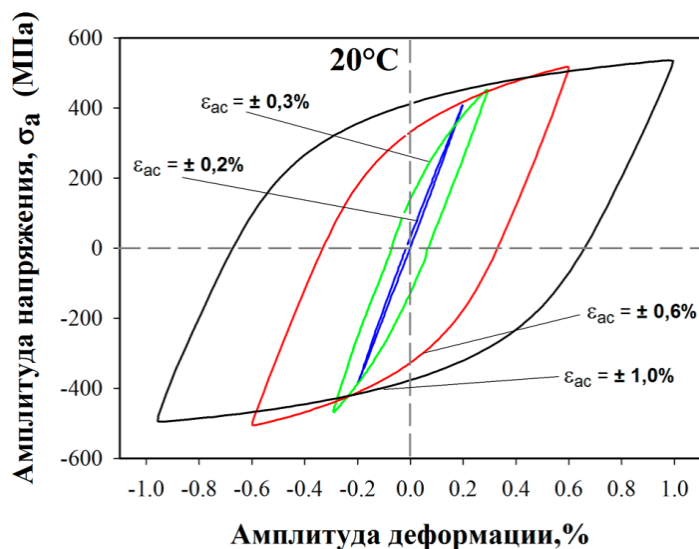
Работа посвящена исследованию малоцикловой усталости (МЦУ) при комнатной температуре с различными амплитудами деформации высокохромистой стали мартенситного класса, дополнительно легированной кобальтом, вольфрамом, молибденом и рением, с высоким содержанием бора и низким содержанием азота. Предварительно сталь была подвергнута нормализации с 1050°C с последующим отпуском при 770°C. После термической обработки структура стали представляла собой речный троостит отпуска, стабилизированный частицами вторичных фаз карбидов  $M_{23}C_6$ , карбонитридов NbX и карбидов  $M_6C$ . Средняя ширина мартенситных реек составляла 380 нм, а плотность дислокаций –  $1,4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . При МЦУ с увеличением амплитуды деформации от  $\pm 0,2\%$  до  $\pm 1\%$  значительно снижается количество циклов до разрушения, при этом вклад пластической составляющей деформации существенно увеличивается. Максимальное разупрочнение (18%) наблюдается при амплитуде деформации 1% в середине количества циклов нагружения ( $N_f/2$ ) (рис. 1.). В целом, структура стали после МЦУ не претерпевает существенных изменений: ширина реек увеличивается на 18% при амплитуде деформации более 0,3%, при этом плотность дислокаций сохраняется на достаточно высоком уровне (около  $10^{14} \text{ м}^{-2}$ ) при всех амплитудах деформации.



**Рис. 1.** Зависимость амплитуды напряжения от количества циклов при амплитуде деформации  $\pm 0,2$ ,  $\pm 0,3$ ,  $\pm 0,6$  и  $\pm 1\%$  (а) совместно со степенью циклического разупрочнения по отношению к напряжению первого цикла при различных долях от максимального количества циклов до разрушения (б)

Количество циклов до разрушения при амплитуде деформации  $\pm 0,2\%$  прошло условный порог в  $5 \times 10^4$  циклов, что говорит о переходе из области малоцикловой усталости в область многоцикловой усталости. Однако при увеличении амплитуды деформации до  $\pm 1\%$  количество циклов до разрушения не превышает  $2 \times 10^4$  циклов, что говорит о том, что для данной стали испытания с заданной амплитудой деформации выше  $\pm 0,3\%$  остаются в области малоцикловой усталости. Асимметрия петли

на рис. 2, связана с эффектом Баушингера: чем шире петля, тем больше баушингеровская деформация [1].



**Рис. 2.** Петли гистерезиса «Амплитуда напряжения – амплитуда деформации» в середине количества циклов нагружения ( $N_f/2$ ) при температуре испытания 20°C для 10% Cr стали

Для исследуемой стали можно заметить, что при увеличении амплитуды деформации, в середине количества циклов нагружения ( $N_f/2$ ), ширина петли гистерезиса, увеличивается. Следует отметить, что при амплитуде деформации  $\pm 0,2\%$  петля гистерезиса практически симметричная, а соответственно баушингеровская деформация в таком случае крайне мала. Таким образом, ширина петли при амплитуде деформации  $\pm 0,2\%$  наглядно демонстрирует преимущественно упругое деформирование в процессе испытания.

Отсутствие трансформаций реечных границ в субзеренные границы путем взаимодействия реечных границ и свободных дислокаций вызвано низкой температурой испытаний. При комнатной температуре взаимодействие даже между свободными дислокациями протекает медленно [2]. Дальнодействующие поля упругих напряжений от дислокаций и малоугловых реечных границ препятствуют захвату дислокаций границами [1], что ведет к отсутствию видимых изменений в структуре после испытаний на МЦУ при амплитуде деформации  $\pm 0,2\%$ . Более того, такая структура демонстрирует циклическое упрочнение (рис. 1).

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение № 19-73-10089-П). Ссылка на информацию о проекте: <https://rscf.ru/project/22-73-41001/>. Авторы выражают благодарность центру коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ" за предоставленное оборудование для проведения структурных исследований.*

1. Mishnev R., Dudova N., Kaibyshev R. Low cycle fatigue behavior of a 10Cr–2W–Mo–3Co–NbV steel //International Journal of Fatigue. 2016. V. 83. P. 344-355.
2. Golański G., Mroziński S. Low cycle fatigue and cyclic softening behaviour of martensitic cast steel //Engineering Failure Analysis. 2013. V. 35. P. 692-702.

## РЕЛАКСАЦИЯ МОДУЛЯ СДВИГА И ОБЪЕМА В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ

Кретьева М.А.<sup>1</sup>, Макаров А.С.<sup>1</sup>, Хоник В.А.<sup>1</sup>, Хмыров Р.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Воронежский государственный педагогический университет,  
г. Воронеж, Россия,

[marinakretova1994.marina@mail.ru](mailto:marinakretova1994.marina@mail.ru)

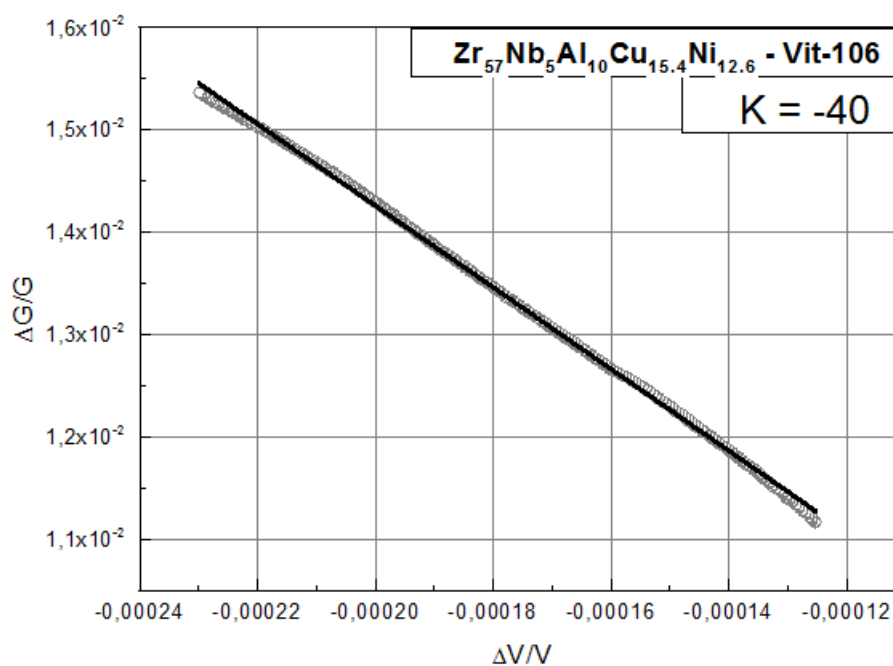
<sup>2</sup> Московский государственный технологический университет «СТАНКИН»,  
г. Москва, Россия

Выполнены дилатометрические измерения и измерения модуля сдвига на высокоэнтропийных металлических стеклах (МС)  $Ti_{20}Zr_{20}Hf_{20}Be_{20}Cu_{20}$ ,  $Ti_{20}Zr_{20}Hf_{20}Be_{20}Ni_{20}$  и стандартном МС  $Zr_{57}Nb_5Al_{10}Cu_{15.4}Ni_{12.6}$  (Vit-106) в изотермических и изохронных условиях нагрева. Результаты выполненной работы показали, что релаксационные явления в МС обусловлены точечными дефектами.

*Ключевые слова:* металлические стекла, точечные дефекты, высокоэнтропийные сплавы, релаксация.

В последнее десятилетие значительно активизировались исследования высокоэнтропийных сплавов (ВЭС). Этот интерес связан, во-первых, с осознанием уникальности их структурного состояния.

Высокоэнтропийные сплавы – это недавно разработанные металлические материалы, открывающие, по мнению ряда исследователей, новую эру в материаловедении и технике. Изначально ВЭС были определены как сплавы, содержащие по меньшей мере пять основных металлических элементов с содержанием каждого от 5 до 35 ат. %. Важнейшей характеристикой ВЭС считается энтропия смешения компонентов, которая максимальна в случае эквиатомных составов [1].



**Рис.** Относительное изменение модуля сдвига  $\Delta G / G$  как функции относительного изменения объема  $\Delta V / V$ , происходящего при релаксации. Угловой коэффициент соответствует параметру  $K = d \ln G / d \ln V = -40$ .

Нами были проведены дилатометрические измерения и измерения модуля сдвига на высокоэнтропийных образцах  $\text{Ti}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Hf}_{20}\text{Be}_{20}\text{Cu}_{20}$ ,  $\text{Ti}_{20}\text{Zr}_{20}\text{Hf}_{20}\text{Be}_{20}\text{Ni}_{20}$  и стандартном МС  $\text{Zr}_{57}\text{Nb}_5\text{Al}_{10}\text{Cu}_{15.4}\text{Ni}_{12.6}$  (Vit-106) в изотермических и изохронных условиях нагрева.

На рис. представлены изотермические данные для образца  $\text{Zr}_{57}\text{Nb}_5\text{Al}_{10}\text{Cu}_{15.4}\text{Ni}_{12.6}$  в виде зависимости  $\Delta G/G$  от  $\Delta V/V$ . Видно, что зависимости имеют параметр  $K = d \ln G / d \ln V = -40$ , который представляет собой простой универсальный параметр релаксации, дающий ценную информацию о происхождении релаксаций, происходящих из-за точечных (-подобных) дефектов в металлических кристаллах и стеклах [2]. Можно отметить, что релаксация модуля сдвига и объема возникает за счет изменения концентрации межузельных атомов. Поэтому экспериментально наблюдаемые значения параметра  $K$ , подтверждают гипотезу межузельной теории о том, что релаксационные явления в МС обусловлены точечными дефектами типа межузельных гантелей. Аналогичные исследования были сделаны и для других двух высокоэнтропийных металлических стекол (МС).

### Список литературы

1. Макаров А.С. Расчет температурной зависимости нерелаксированного модуля сдвига высокоэнтропийных объемных аморфных сплавов на основе калориметрических данных / А.С. Макаров, Е.В. Гончарова, Г.В. Афонин, Ц.Ч. Цзиао, Н.П. Кобелев, В.А. Хоник // Письма в ЖЭТФ. – 2020. – Т. 111, №10. – С. 691-696.
2. Makarov A.S. A simple kinetic parameter indicating the origin of the relaxations induced by point(-like) defects in metallic crystals and glasses / A.S. Makarov, R.A. Konchakov, Yu.P. Mitrofanov, M.A. Kretova, N.P. Kobelev, V.A. Khonik // Journal of Physics: Condensed Matter. – 2020. – №32. – P. 1-7.

# ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТЕРМОБАРЬЕРНОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ $ZrO_2$ В КАЧЕСТВЕ ЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ОСНАСТКИ, РАБОТАЮЩЕЙ ПРИ ГОРЯЧЕМ ЦИНКОВАНИИ

Бондарева О.С., Добычина О.С., Дмитриева М.О.

Самарский Университет, Самара, Россия,  
[osbond@yandex.ru](mailto:osbond@yandex.ru)

Оснастка цехов горячего цинкования эксплуатируется в агрессивных условиях воздействия горячей щелочи и кислоты, расплавленного металла и перепада температур, что приводит к ее быстрому выходу из строя. Поэтому актуальным является выбор подходящего защитного покрытия, обеспечивающего продление срока жизни технологической оснастки [1,2]. Целью работы было испытание в качестве защитного покрытия для оснастки термобарьерного теплозащитного покрытия на основе оксида циркония. В качестве экспериментального выбрано покрытие, традиционно используемое как термобарьерное и стойкое к газовой высокотемпературной коррозии, используемое для защиты лопаток газотурбинных двигателей. Покрытие получают методом газотермического напыления оксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия, на алюминий-никелевый подслои. Основой может выступать сталь, никелевый сплав или бронза [3].

Для испытаний использовали образец покрытия из оксида циркония, нанесенного на бронзу. Образец проходил через ванны обезжиривания 20% NaOH, травления 10% HCl, флюсования в растворе  $ZnCl_2/NH_4Cl$  и цинкования в расплаве при температуре 450°C 4 раза в день в течение 5 рабочих дней. Исследования структуры покрытия и элементный микроанализ проводили с помощью СЭМ TESCAN VEGA SB с приставкой для энергодисперсионного микроанализа.

Поверхность и поперечное сечение покрытия до испытаний представлены на рисунке 1.

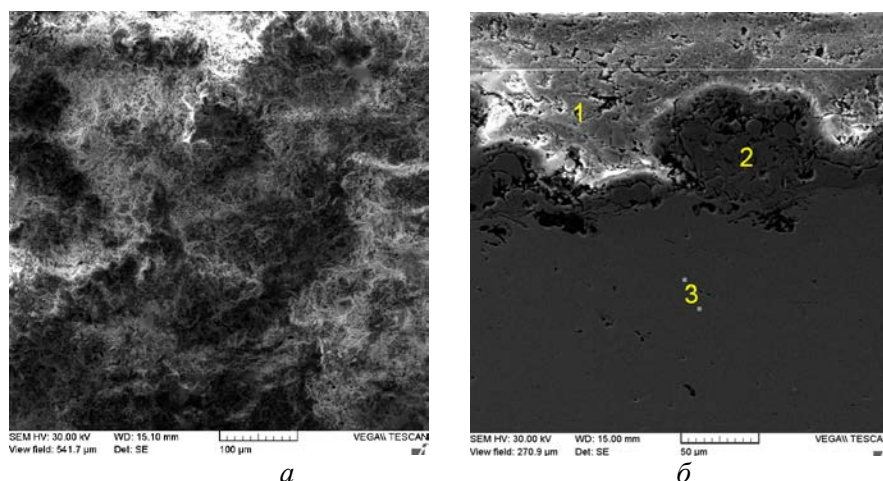
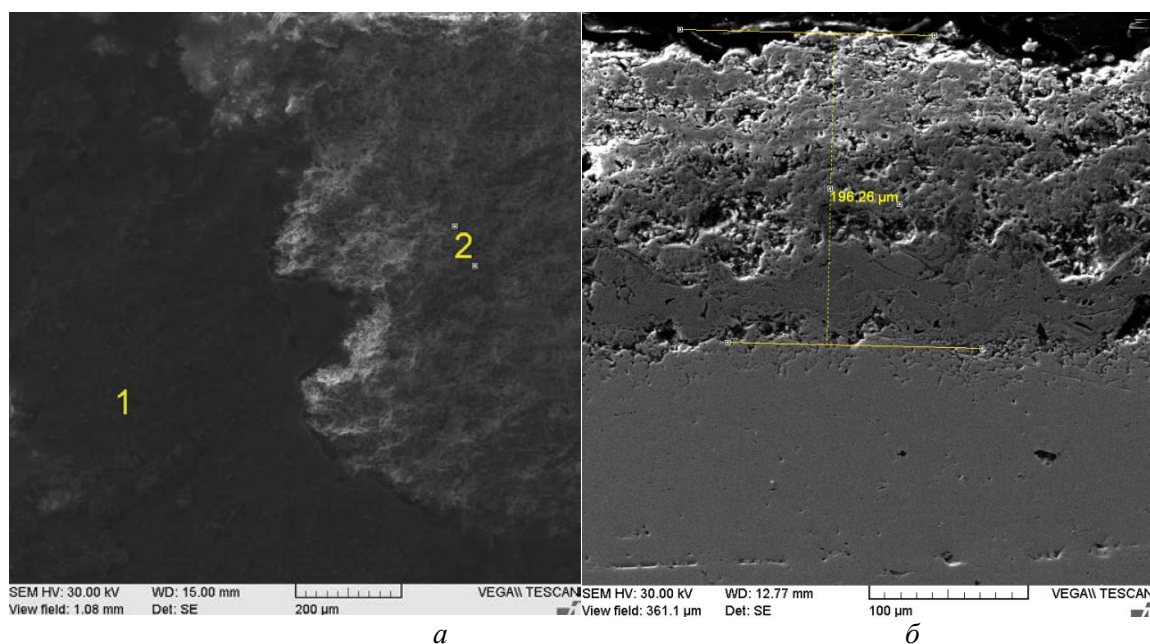


Рис. 1. Покрытие в исходном состоянии: *а* – поверхность, *б* – структура

Исследования показали, что в структуре исходного покрытия наблюдаются 2 слоя – верхний, содержащий оксид циркония и оксид иттрия, и подслои с соотношением 80% никеля, 20% алюминия. Общая толщина покрытия около 180 мкм, толщина подслоя от 80 до 110 мкм. В слоях покрытия наблюдаются поры, деформированные и округлые частицы порошка, используемого для напыления.

Осмотр образца после испытаний показал, что покрытие не разрушилось, цинк к нему не прилипает. Микрофотографии поверхности и поперечного сечения покрытия после эксплуатации представлены на рисунке 2.



**Рис. 2.** Покрытие после испытания: *a* – поверхность, *б* – структура

Исследования показали, что после испытания покрытие сохраняет свою исходную толщину и многослойную пористую структуру. Покрытие не расслаивается и не растрескивается. Анализ элементного состава показал, что часть поверхности покрыта соединениями цинка, предположительно изгарью.

Таким образом, на основании проведенного испытания можно сделать вывод, что покрытие из напыленного оксида циркония обладает удовлетворительной коррозионной устойчивостью в ваннах обезжиривания и травления, не смачивается цинковым расплавом. Наличие подслоя между оксидом циркония и основой компенсирует разницу между термическим расширением основы и покрытия, что обеспечивает отсутствие отслоений в покрытии. Данное покрытие может быть рекомендовано в качестве защитного для оснастки цехов горячего цинкования.

1. Современные комплексные системы защиты конструкций из металлических, полимерных композиционных материалов и их соединений [Текст] / Л.В. Семенова, С.А. Каримова, А.В. Полякова // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2014. – № 3. – С. 1-9.
2. Солнцев С.С. Защитные покрытия металлов при нагреве: Справочное пособие. Изд. 2-е, доп. – М.: Книжный дом «ЛИБРОКОМ», 2009. – 248 с.
3. Ковалев, А.А. Влияние параметров газотермического напыления на прочность сцепления функциональных стойких покрытий [Текст] / А.А. Ковалев, А.С. Краско // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2021. – № 3. – С. 31-39.

# УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ОТЛИВОК ИЗ ХРОМИСТОГО ЧУГУНА ПУТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ, МОДИФИЦИРОВАНИЯ, ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

**Курноскин И.А., Крылова С.Е., Ромашков Е.В., Завьялов В.А.**

*Оренбургский государственный университет,  
Оренбург, Россия  
[ivan.kurnoskin@yandex.ru](mailto:ivan.kurnoskin@yandex.ru)*

Известно, что хром – базовый легирующий компонент белых износостойких чугунов. Кроме него в белых чугунах, используемых для изготовления быстроизнашивающихся деталей, во избежание графитообразования в толстостенных отливках содержание кремния не должно превышать 0,6 – 0,9 %. Комплексное легирование карбидообразующими элементами доэвтектического чугуна с содержанием 2,1 – 3,1 % углерода и 0,8 – 1,3 % кремния обеспечивает его высокую износостойкость и достаточную прочность. Молибден образует собственные карбиды типа  $Mo_2C$ , а также может входить в состав комплексных карбидов  $(Me, Mo)_7C_3$  и растворяется в матрице. Титан и ванадий эффективно измельчают структуру и повышают износостойкость белых чугунов. Улучшение литейных и физико-механических свойств сплавов достигается использованием модифицирования расплава редкоземельными металлами и молибдатом кальция [1].

Исходя из данных, закономерностей разработана опытная марка хромистого износостойкого чугуна. Сравнительный базовый химический состав и предлагаемая опытная плавка, приведены в таблице 1.

**Таблица 1.** Химический состав № 3 на базе чугуна ЧХ32

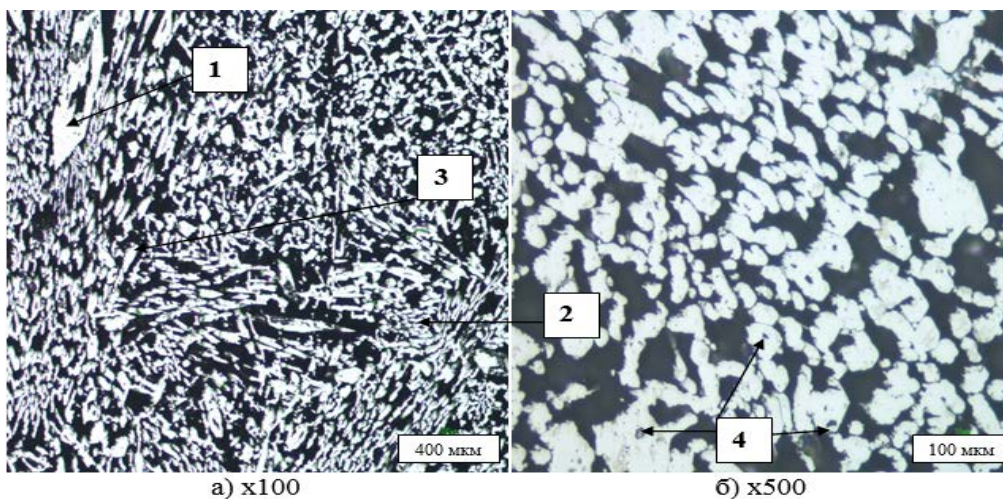
Содержание химических элементов в %, масс.													
	C	S	P	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	V	Cu	Zr
Марка ЧХ32 по ГОСТ 7769-82	1,6-3,2	<0,08	<0,1	1,5-2,5	1,0	30,0-34,0	-	-	-	0,1-0,3	-	-	-
ЧХ32(м) опытная плавка №3	2,0-2,5	<0,08	<0,1	2,0	1,0	32,0	0,2	0,5	0,03-0,05	0,3	0,3	-	0,1

Для измельчения структуры, повышения твердости и износостойкости в базовую плавку введены модификаторы в виде Nb - 0,03-0,05 % и Zr - 0,1 % масс.

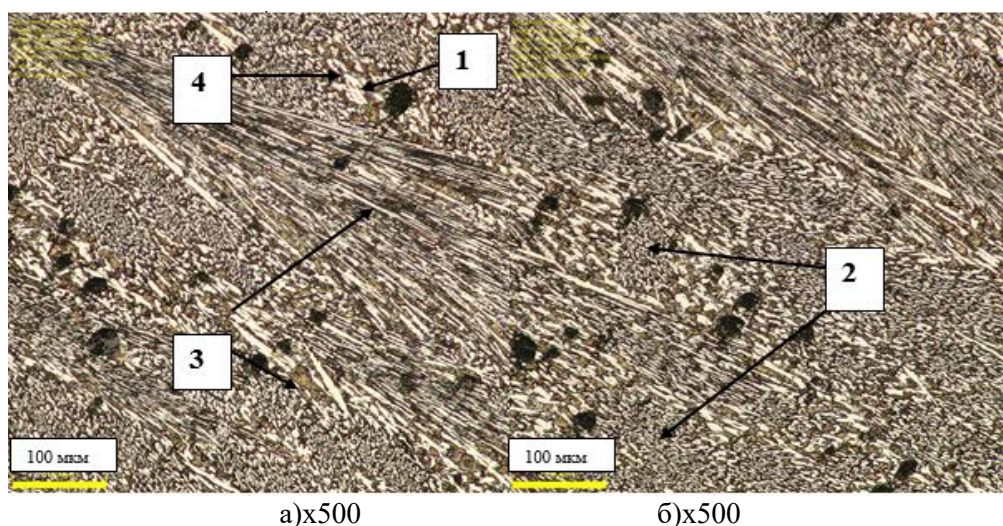
Методом оптической металлографии исследовали особенности структуры базового и опытного модифицированного чугуна (рис. 1, 2).

На рисунках 1, 2 представлены структуры выплавленных чугунов после термической обработки (ТО). ТО выполнялось по следующему режиму закалка 1050-1100°C отпуск 250°C. Базовый вариант износостойкого сплава ЧХ32 имеет крупнозернистую структуру и твердость в пределах 56-60 HRC присутствуют грубые полочатые области первичного цементита, отдельные крупные зерна аустенита, карбидная эвтектика на основе хрома. Опытная плавка ЧХ32м под влиянием модифицирования Nb и Zr отличается более мелкозернистой структурой металлической основы.





**Рис. 1.** Структура высокохромистого чугуна ЧХ32 по ГОСТ 7769-82.  
1 – зерна аустенита; 2 – хромисто-карбидная эвтектика; 3 – первичные карбиды цементитного типа ( $Fe_3C$ ); 4 – включения модификаторов.



**Рис. 2.** Структура образца ЧХ32М (опытная плавка)  
1 – зерна аустенита; 2 – хромисто-карбидная эвтектика; 3 – первичные карбиды цементитного типа ( $Fe_3C$ ); 4 – включения модификаторов.

Колонии цементита имеют более тонкое строение, однако их протяженность увеличена, карбидная эвтектика представлена фрагментарной ячеистой морфологией. Твердость опытного сплава после ТО в пределах 58-62 HRC [2].

1. Марукович, Е.И. Износостойкие сплавы / Е.И. Марукович, М.И. Карпенко. – М: Машиностроение, 2005. – С. 428.
2. Курноскин, И.А. Сравнительный анализ и улучшение высокохромистого чугуна путем комплексного легирования и модифицирования расплава / И.А. Курноскин, С.Е. Крылова – Сборник материалов Всероссийской молодежной научно-практической конференции. Оренбург, 2022. С. 40-44

# ПОСЛОЙНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕНИЙ В ЦЕМЕНТИРОВАННОМ СЛОЕ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Суринский К.Д.<sup>1</sup>, Нефедов С.А.<sup>1</sup>, Носова Е.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Самарский национальный исследовательский университет им. С.П. Королева  
[surinskykd@gmail.com](mailto:surinskykd@gmail.com)

Ранее [1] авторами было проведено исследование фазового состава и микроструктуры цементированного слоя электротехнической стали 10880. В настоящей работе исследовалось распределение макро- и микронапряжений по глубине слоя цементации.

В результате цементации плоских образцов диаметром 24 мм в твердом карбюризаторе по режиму, аналогичному [1], но с использованием армо-железа, был сформирован слой избыточного углерода толщиной около 800 мкм. После цементации часть образцов закаливалась от 930°C в воду, а часть – остывала с печью. Поверхностные слои закаленных образцов удалялись контролируемой полировкой в специально изготовленной электролитической ячейке с использованием электролита на основе  $H_3PO_4$  и  $CrO_3$ . Для определения микронапряжений использовалась методика [2] (« $\sin^2\psi$ »), предполагающая наклонную съемку одного дифракционного максимума под несколькими углам наклона образца относительно плоскости фокусировки гониометра. Съемка линии феррита (211) проводилась в  $FeK_{\alpha}$  - излучении на дифрактометре ДРОН-2 со специализированной текстурной приставкой, при углах наклона последовательно 0°; 20°; 40° и 50°. Величина микронапряжений определялась по уширению линии (211) относительно такой же линии медленно охлажденного образца-свидетеля. Физическое уширение линии после очистки ее профиля от  $K_{\alpha 2}$  – компоненты определялось методом аппроксимации аналитическими симметричными функциями.

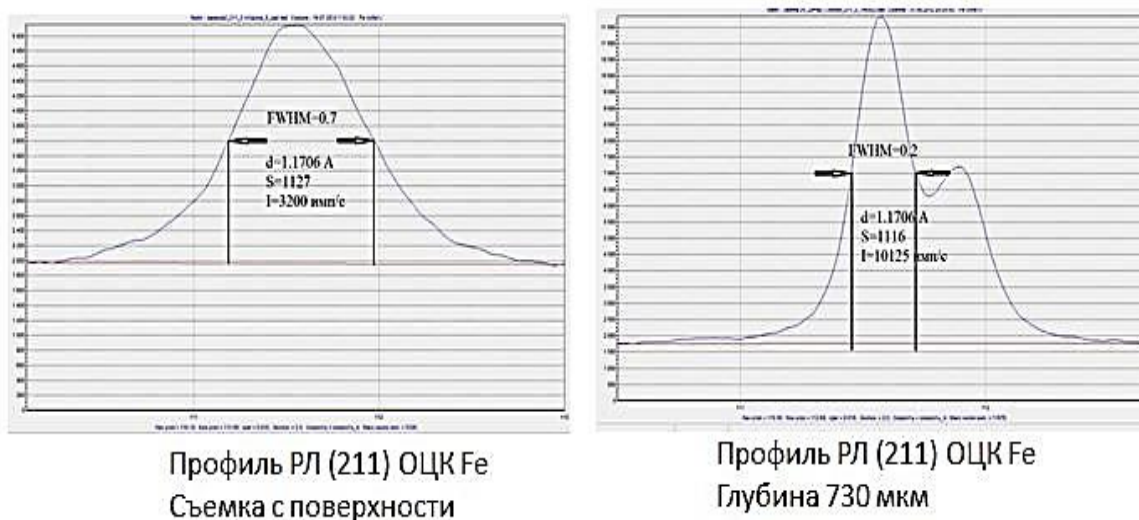


Рис.1.

Было установлено, что микронапряжения в пределах экспериментального образца незначительны, носят характер сжимающих и изменяются в пределах  $-1,2 \div -1,8$  МПа.

Микронапряжения монотонно убывают от верхних слоев с преобладанием мартенсита до внутренних слоев, характеризующихся преобладанием феррита. Полуширина рентгеновской линии (211) ОЦК, характеризующая микроискажения кристаллической решетки, уменьшается в 3,5 раза по глубине слоя от поверхности до 730 мкм. (рис.1). Зависимость полуширины (FWHM, град) от глубины ( $x$ , мкм) близка к линейной ( $R^2=0,98$ ) и описывается регрессионным уравнением вида:

$$FWHM = 0,67 - 0,0007x \quad (1)$$

### Список литературы

1. Суринский К.Д. и др. Исследование фазового состава модельного цементированного слоя по глубине образцов из электротехнической стали 10880. Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2023, Т. 20, С. 262-268.
2. Комяк Н.И., Мясников Ю.Г. Рентгеновские методы и аппаратура для определения напряжений. Л.: Машиностроение, 1972, 88 с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МОЛЕКУЛ КИСЛОРОДА С ПОВЕРХНОСТЬЮ ГЦК АЛЮМИНИЯ

Максименко В.Н.<sup>1</sup>, Лазарев Д.В.<sup>2</sup>, Неласов И.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФИЦ проблем химической физики и медицинской химии РАН,  
Черноголовка, Россия

<sup>2</sup>НИУ БелГУ, Белгород, Россия  
[maksimenko.vya.nik@gmail.com](mailto:maksimenko.vya.nik@gmail.com)

Процесс некаталитического синтеза водорода требует использования проволочных матриц [1] эксплуатирующихся при температурах выше 1000°C в среде обогащённой кислородом. В материалах на базе фехраля (FeCrAl) формируется на поверхности тонкая плёнка алюминия в связи с чем было проведено исследование взаимодействия молекул кислорода с поверхностью ГЦК алюминия методом молекулярной динамики. Моделирование проводилось в программном пакете LAMMPS [2] с использованием потенциалов межатомного взаимодействия, построенных в работе [3]. Согласно [4] в качестве поверхностей был выбран ряд кристаллографических плоскостей с индексами Миллера (100), (110), (111), (210), (211), (221), (310), (311), (331) и (511). Модельные ГЦК сверхячейки строились согласно условиям: ось X~30Å, ось Y~40Å и ось Z~60Å. Число атомов алюминия в построенных согласно данным условиям модельных сверхячейках составляло в среднем 4500. Далее сверхячейка увеличивалась в два раза вдоль оси Z путем добавления пустого пространства объемом равным объему исходной сверхячейки. В итоге перпендикулярно оси Z образовывалась свободная поверхность с плоскостью с заданными индексами Миллера. В процессе молекулярно-динамического моделирования в пустое пространство сверхячейки случайным образом добавлялись молекулы кислорода до концентрации ~ 4%.

В результате были рассчитаны энергии образования поверхностей ГЦК алюминия и сопоставлены с данными исследования [4]. Также, были рассчитаны энергии взаимодействия молекул кислорода с поверхностями алюминия. Из анализа данных молекулярно-динамического моделирования сделан вывод о том, что происходит диссоциация молекулы кислорода при ее взаимодействии с поверхностью алюминия. Методом визуализации в программном комплексе OVITO [5] определено количество диссоциированных молекул кислорода на поверхности алюминия в зависимости от индекса Миллера ее плоскости.

*Исследование проведено при финансовой поддержке Государственного задания, № госрегистрации АААА-А19-119022690098-3.*

- 1 Макарян И. А. и др. Современные подходы к получению водорода из углеводородного сырья //Научный журнал российского газового общества. – 2020. – №. 1. – С. 24.
- 2 <https://lammps.org>.
- 3 Kumar A. et al. Charge optimized many-body (COMB) potential for dynamical simulation of Ni–Al phases //Journal of Physics: Condensed Matter. – 2015. – Т. 27. – №. 33. – С. 336302.
- 4 Song L. et al. Probing the microstructure in pure Al & Cu melts: Theory meets experiment //Frontiers in Chemistry. – 2020. – Т. 8. – С. 607.
- 5 Stukowski A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO—the Open Visualization Tool //Modelling and simulation in materials science and engineering. – 2009. – Т. 18. – №. 1. – С. 015012.

# ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРНОЙ ОДНОРОДНОСТИ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ ПУТЕМ РАЦИОНАЛИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ

Завьялов В.А., Крылова С.Е., Плесовских А.Ю., Курноскин И.А.

Оренбургский государственный университет,  
Оренбург, Россия,  
[Zavyalov.orस्क@yandex.ru](mailto:Zavyalov.orस्क@yandex.ru)

Нефтегазовая отрасль в России является одной из ключевых отраслей экономики, от ее состояния зависит стратегическое преимущество страны на международном рынке. Для успешного развития данной сферы необходимо решить ряд вопросов, одним из которых является производство эффективного, ремонтпригодного оборудования, включая технологии его восстановительного ремонта и изготовления, с учетом стоимости готового изделия ниже зарубежных аналогов.

Практическая значимость работы заключается в получении качественных сварных рабочих колес центробежных насосов, благодаря оптимизации режимов лазерной сварки, обеспечивающих безаварийную работу оборудования нефтегазового машиностроения в условиях агрессивных сероводородсодержащих сред.

В связи с производственной необходимостью изготовления рабочих колес из коррозионностойкой стали, выбор материала остановлен на хромоникелетитановой аустенитной стали 12Х18Н10Т.

Структурному исследованию были подвергнуты сварные образцы из стали 12Х18Н10Т, полученные ручной аргонодуговой сваркой (TIG) (рис.1) и лазерной сваркой (ЛС) (рис. 2).

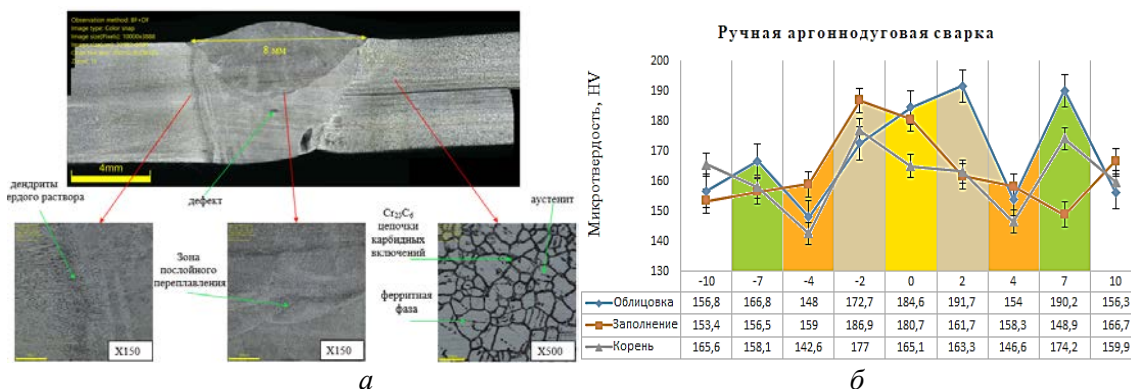


Рис. 1. Микроструктура (а) и диаграмма замеров твердости (б) сварного соединения из стали 12Х18Н10Т, выполненного TIG сваркой

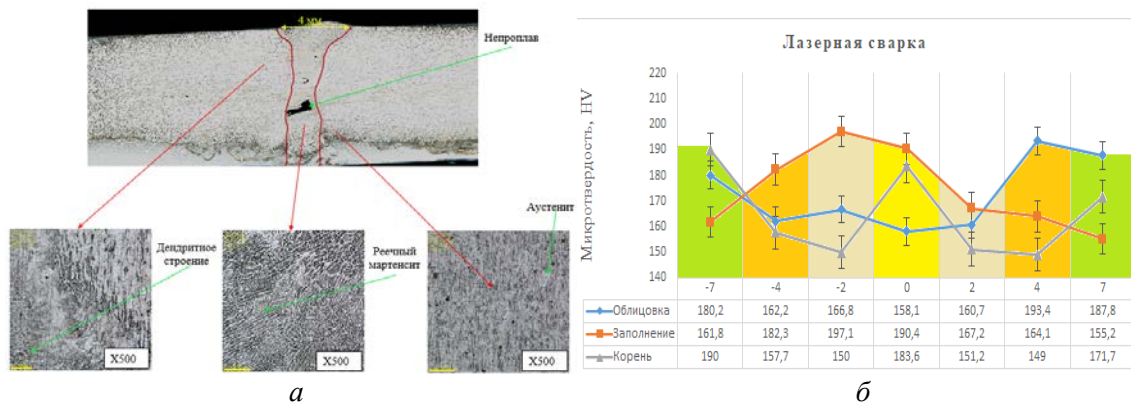
Анализ структуры показал, что при TIG сварке сформирована грубая дендритная структура шва с постепенным переходом от основного металла к металлу шва. В структуре шва наблюдается слоистое строение. В сварочном шве был обнаружен дефект, связанный с попаданием вольфрамового электрода в сварочную ванну, что свидетельствует о возможных дефектах, связанных с человеческим фактором.

В исходной структуре аустенитной стали 12Х18Н10Т избыточные карбидные фазы присутствуют в виде отдельных строчек и тонкой сетки по границам аустенитных зёрен [1].

Распределение микротвердости в сварных швах, полученных ТIG сваркой неравномерное на протяжении всех зон сварного соединения, что свидетельствует о неравномерном температурном вложении и распределений в материале.

При лазерной сварке скорость плавления и кристаллизации сварного шва отличаются на порядок, поэтому макро- и микроструктура лазерных сварных соединений отличается от структуры швов, полученных обычными методами сварки кардинальным образом. Особенности микроструктуры лазерных сварных соединений, главным образом, определяются формой сварочной ванны, образование которой обусловлено двумя одновременно протекающими процессами: формирование парогазового канала и плавление металла за счет теплопроводности в корневой части [2].

Сварной шов, полученный ЛС имеет более узкую (клиновидную) зону сварного соединения и мелкодендритную аустенитную структуру. В структуре периферийных областей отсутствуют ярко выраженные зоны термического влияния и зоны рекристаллизации. Структура сварного соединения является более однородной. Однако первоначальный результат показал возможность образования дефектов в виде пористости, что послужило основанием для дальнейшей отработки и улучшения технологии лазерной сварки.



**Рис. 1.** Микроструктура (а) и диаграмма замеров твердости (б) сварного соединения из стали 12X18H10T, выполненного лазерной сваркой

Применение лазерной сварки во многих случаях позволяет реализовать указанные условия и исключить горячие трещины. При лазерной сварке стали 12X18H10T структура шва характеризуется мелкодисперсностью. Прочность сварных соединений из этой стали находится на уровне основного металла, а пластичность несколько выше вследствие пониженного содержания неметаллических включений [2].

1. Завьялов, В. А. Перспективы изготовления рабочего колеса центробежного насоса с использованием роботизированной лазерной сварки / В. А. Завьялов, С. Е. Крылова // Компьютерная интеграция производства и ИПИ-технологии : Сборник материалов X Всероссийской конференции, Оренбург, 18–19 ноября 2021 года. – Оренбург: Оренбургский государственный университет, 2021. – С. 481-484.
2. Лазарева А.Н. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой стали при лазерной сварке полосы в непрерывных агрегатах / федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова» // Магнитогорск 2018

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛЗУЧЕСТИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С НЕКОГЕРЕНТНЫМИ НЕДЕФОРМИРУЕМЫМИ ЧАСТИЦАМИ

Данейко О.И.<sup>1,2</sup>, Матвиенко О.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет,

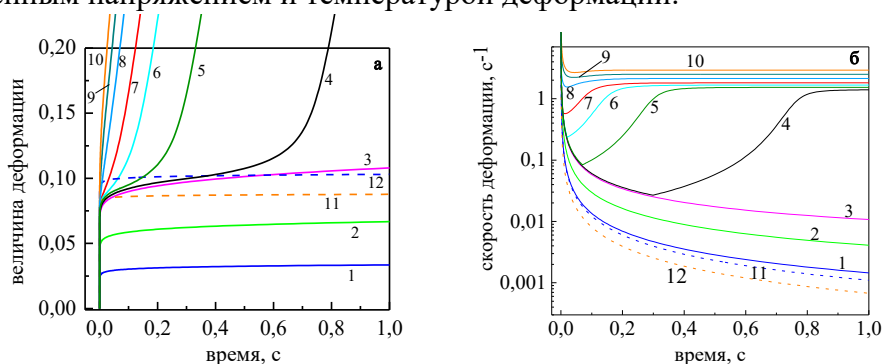
<sup>2</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет,

г. Томск, Россия, [olya\\_dan@mail.ru](mailto:olya_dan@mail.ru)

Развитие современной авиационной промышленности, энергетики, строительства и других отраслей промышленности требует разработки высокоэффективных материалов, обеспечивающих высокую прочность, надежность и долговечность технологических устройств. Особый интерес представляют дисперсно-упрочненные сплавы, в матрице которых распределены наноразмерные частицы. Значительным преимуществом таких сплавов является высокая пластичность и прочность, а также изотропия механических свойств.

Повышение температуры деформации заметно влияет на механические свойства материала: понижает его предел текучести и прочности. Если при высокой температуре нагрузить сплав постоянно действующим напряжением даже ниже предела текучести и держать его под нагрузкой длительное время, то процесс деформирования протекает в режиме ползучести, характеризуемом нарастанием степени деформации с течением времени.

При моделировании ползучести предполагалось, что в процессе деформации дисперсно-упрочненных материалов с металлической ГЦК-матрицей, содержащих некогерентную дисперсную фазу, формируется зона сдвига и образуются линейные (сдвигообразующие дислокации, призматические петли и дислокационные диполи) и точечные (межузельные атомы, моно- и бивакансии) деформационные дефекты. Математическая модель включает уравнения эволюции деформационных дефектов, в которых учтены процессы генерации, аннигиляции и релаксационного роста составляющих дислокационной подсистемы и точечных дефектов различного типа. Получены зависимости от времени плотностей составляющих дислокационной подсистемы, концентрации точечных дефектов, а также скорости и величины деформации дисперсно-упрочнённого сплава. В результате проведённых исследований, установлено наличие нескольких режимов деформации (рис. 1), которые определяются приложенным напряжением и температурой деформации.



**Рис. 1.** Зависимость от времени величины (а) и скорости (б) деформации дисперсно-упрочнённого материала (алюминиевая матрица, размер частиц 50 нм, расстояние между ними 500 нм). Температура деформации 493 К. Приложенное напряжение, МПа: 4 (кривая 1); 5 (кр. 2); 5,8 (кр. 3); 5,85 (кр. 4); 6,2 (кр. 5); 5,95 (кр. 6); 6 (кр. 7); 6,1 (кр. 8); 6,2 (кр. 9); 6,3 (кр.10); 6,5 (кр. 11); 8 (кр. 12).

# ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМОВ АННИГИЛЯЦИИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ НА НАПРЯЖЕНИЕ ТЕЧЕНИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С НЕКОГЕРЕНТНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

Данейко О.И.<sup>1,2</sup>, Ковалевская Т.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет,

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
г. Томск, Россия, [olya\\_dan@mail.ru](mailto:olya_dan@mail.ru)

Дисперсно-упрочнённые материалы остаются актуальными благодаря своим свойствам – прочности, пластичности; они применяются в разных отраслях промышленности. Путем изменения состава матрицы, размера частиц и их объемной доли может быть получен широкий спектр материалов с соответствующим набором свойств. Математическое моделирование позволяет прогнозировать свойства таких материалов.

На основе разработанной математической модели [1] проведён анализ механизмов аннигиляции деформационных дефектов при пластической деформации дисперсно-упрочнённых материалов с недеформируемыми частицами. Модель включает уравнения баланса сдвигообразующих дислокаций, призматических дислокационных петель межузельного и вакансионного типа, дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, межузельных атомов, моно- и бивакансий; а также уравнение, связывающее скорость деформации с приложенным воздействием. Для исследования роли механизмов аннигиляции деформационных дефектов в деформационном упрочнении и эволюции дефектной структуры проведены расчеты с использованием моделей, построенных на основе учета в базовой модели различного набора механизмов аннигиляции.

Выявлено, что генерация сдвигообразующих дислокаций (в отличие от других типов дефектов) в процессе деформации тем интенсивнее, чем больше расстояние между частицами упрочняющей фазы и чем меньше размер частиц. Формирование дипольных дислокационных конфигураций в процессе деформации начинается тем раньше, чем больше расстояние между упрочняющими частицами, при этом генерация диполей менее интенсивна. Аннигиляция винтовых дислокаций поперечным скольжением незначительно снижает интенсивность деформационного упрочнения и плотность всех составляющих деформационной дефектной подсистемы.

При учете аннигиляции невинтовых дислокаций переполнением за счет осаждения на них деформационных точечных дефектов происходит значительное уменьшение напряжения течения. Уменьшается интенсивность накопления дислокаций всех типов, кроме сдвигообразующих. Плотность сдвигообразующих дислокаций интенсивно увеличивается за счет перехода разрастающихся призматических петель и диполей в разряд сдвигообразующих дислокаций.

Учет взаимодействия между точечными дефектами приводит к повышению напряжения течения и плотностей составляющих дислокационной подсистемы при всех температурах деформации. Термодинамически равновесные точечные дефекты играют роль в аннигиляционных процессах только при высоких температурах, уменьшая плотности составляющих дислокационной подсистемы и напряжение течения.

1. Данейко О.И., Ковалевская Т.А. Влияние температуры на механические свойства дисперсно-упрочнённых кристаллических материалов с некогерентными наноразмерными частицами //Изв. вузов. Физика. 2018. Т.61. №9 (729). С. 120-127.



## СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМ Mg–Ga–Zn И Mg–Zn–Ca–Mn МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Ли А.В., Баженов В.Е., Комиссаров А.А., Плегунова С.В., Тен Д.В.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»*

[a.li@misis.ru](mailto:a.li@misis.ru)

Традиционно в медицине, для фиксации костной ткани используются такие материалы как: титановые сплавы и нержавеющая сталь. Как известно, эти материалы обладают достаточным уровнем прочности и биосовместимостью и из них изготавливают постоянные имплантаты. Однако постоянные имплантаты имеют два огромных минуса: первый это значительное различие их прочностных характеристик с прочностными характеристиками костной ткани. Известно, что слишком высокие механические свойства приводят к экранированию напряжений. При экранировании напряжении здоровые кости недостаточно нагружаются, вследствие этого происходит резорбция костной ткани и преждевременное расшатывание имплантата. И второй минус - после заживления костной ткани возникает необходимость в проведение повторной операции по удалению имплантата из организма человека.

В настоящее время набирают популярность биорезорбируемые материалы для временных медицинских изделий. Такие изделия способны постепенно резорбироваться по мере заживления костной ткани. Магниевого сплавы являются практически идеальными кандидатами для использования в качестве материала для биорезорбируемых медицинских изделий. Главное преимущество магниевого сплава заключается в схожести показателей плотности и модуля Юнга в сравнении с костной тканью.

В работе были исследованы свойства пяти сплавов системы Mg–Zn–Ga: MgZn<sub>4</sub>Ga<sub>4</sub>; MgZn<sub>4</sub>Ga<sub>4</sub>Y<sub>0,5</sub>; MgZn<sub>6,5</sub>Ga<sub>2</sub>; MgZn<sub>4</sub>Ga<sub>2</sub> и MgZn<sub>2</sub>Ga<sub>2</sub>. И четырех сплавов системы Mg–Zn–Ca–Mn: MgZn<sub>2</sub>Ca<sub>0,7</sub>; MgZn<sub>4</sub>Ca<sub>0,7</sub>; MgZn<sub>2</sub>Mn<sub>1</sub>Ca<sub>0,7</sub> и MgZn<sub>4</sub>Mn<sub>1</sub>Ca<sub>0,7</sub>. С целью повышения механических и коррозионных свойств сплавы были продеформированы методом горячей экструзии. Использовалась прямая горячая экструзия со скоростью 1 мм/с и степенью обжатия 6, при температуре заготовки и матрицы 150 ÷ 300 °С. В результате были получены прессованные цилиндрические прутки диаметром 20 мм и длиной примерно 1 м.

По результатам исследования сплавов системы Mg–Zn–Ga было установлено, что самым перспективным сплавом является Mg–2Zn–2Ga, экструдированный при 150 °С. По результатам механических испытаний сплав продемонстрировал требуемые прочностные характеристики для медицинских изделий: предел текучести 159 МПа, временное сопротивление разрушению 265 МПа и относительное удлинение 18 %. Длительные коррозионные испытания в растворе Хенкса при 37 °С в течение 192 ч показали, что сплав обладает минимальной скоростью коррозии – 0,2 мм/г.

По результатам исследования сплавов системы Mg–Zn–Ca–Mn, было установлено, что самым перспективным сплавом является MgZn<sub>2</sub>Ca<sub>0,7</sub>Mn<sub>1</sub>, экструдированный при 300 °С. По результатам механических испытаний сплав продемонстрировал требуемые прочностные характеристики для медицинских изделий: предел текучести 229 МПа, временное сопротивление разрушению 278 МПа и относительное удлинение 10%. Длительные коррозионные испытания в растворе Хенкса при 37 °С в течение 192 ч показали, что сплав обладает минимальной скоростью коррозии – 0,3 мм/г.

Исследования цитотоксичности показали, что сплав MgZn<sub>2</sub>Ga<sub>2</sub>, экструдированный при 150 °С, и сплав MgZn<sub>2</sub>Ca<sub>0,7</sub>Mn<sub>1</sub> экструдированный при 300 °С, не показали значительной цитотоксичности по отношению к клеткам MG63 согласно ISO 10993–5.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Мегагранта Соглашения № 075–15-2022-1133.*

## ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Ti_2AlNb$

Шабанов М.А., Демаков С.Л., Водолазский Ф.В., Илларионов А.Г.

*Уральский федеральный университет,  
Екатеринбург, Россия  
[shabanovsky.1995@mail.ru](mailto:shabanovsky.1995@mail.ru)*

Интерметаллиды  $Ti_2AlNb$  являются перспективными аэрокосмическими материалами нового поколения. Изготовление изделий из этих сплавов осуществляется по разным технологиям, в том числе аддитивным, и обязательно включает термообработку при различных температурах ниже бета-перехода. При термообработке можно получить широкий спектр наноструктур, оказывающих существенное влияние на механические свойства материалов и сплавов.

В данной работе исследовано влияние температурно-скоростных режимов обработки на формирование структуры, фазового состава и твердости сплава  $Ti-21Al-24Nb-1,7V$ . Метод дифференциального термического анализа (ДТА) использовали при температурах нагрева 830, 870, 910, 950 °С со скоростями охлаждения 10, 20, 37, 50 и 80 °С/мин.

Исследования показали, что при температуре 950 °С в исследованном диапазоне скоростей охлаждения (10...80 °С/мин) наблюдается увеличение объемной доли О-фазы, выделяющейся в виде дисперсных нанопластин. Протекание процессов распада при охлаждении от температур нагрева способствует увеличению значений параметра решетки β-фазы.

На изменение твердости влияют следующие факторы: соотношение β- и О-фаз, наличие и доля нановыделений О-фазы, легирование β-фазы преимущественно алюминием, наличие упорядочение в β-фазе. Снижение твердости с повышением температуры нагрева от 830 до 910°С определяется в первую очередь уменьшением объемной доли О-фазы и увеличением доли неупорядоченной β-фазы. Разброс значений твердости при температуре нагрева 950 °С определяется в первую очередь наличием вторичных выделений различной дисперсности от 50 нм до 110 нм. Уменьшение размера выделений О-фазы приводит к повышению твердости и возможному повышению прочности, и снижению пластичности материала.

### Выводы

1. Показано, что в сплаве  $Ti-21Al-24Nb-1,7V$  при термообработке наблюдается образование наноразмерных частиц.
2. Термическая обработка при температурах 830–910 °С и скоростях охлаждения 10-80 °С/мин не приводит к образованию наночастиц О-фазы в сплаве  $Ti-21Al-24Nb-1,7V$ .
3. Наблюдаются дисперсные нанопластины после термообработки при температуре 950 °С в исследованном диапазоне скоростей охлаждения (10...80 °С/мин). Уменьшение размера выделений О-фазы до 50 нм приводит к повышению твердости и возможному повышению прочности, и снижению пластичности материала.

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИРОИДНЫХ СТРУКТУР С РАЗЛИЧНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ

Онищенко А.О., Казанцева Н.В.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург,  
[tolya\\_onishenko@mail.ru](mailto:tolya_onishenko@mail.ru)

Архитектурно взаимосвязанные и ячеистые сети из твердых стоек, пластин или оболочек, которые образуют края и грани ячеек, известны как метаматериалы или решетчатые материалы. Сложные ячеистые твердые структуры изначально встречаются в природных материалах, такие как кости, птичьи крылья и древесина, и вдохновили множество исследований благодаря многофункциональным свойствам, которые они могут обеспечить при сниженном весе. Ячеистые структуры могут выступать в качестве материала со своим собственным набором эффективных свойств и обладать желаемыми механическими характеристиками по сравнению с их полностью плотными аналогами, включая улучшенное поглощение механической энергии и высокое отношение жесткости к весу [1].

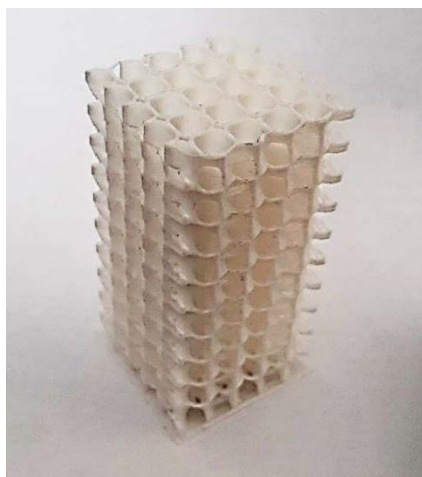


Рис. 1. Структура Schwarz Diamond

Ячеистые твердые вещества находят широкое применение в различных областях, таких как поглощение энергии, теплообмен, теплоизоляция, демпфирование звука и вибраций, легкие конструкции, тканевые каркасы, каталитические подложки, фильтрация и другие. Однако существует тесная связь между их механическими свойствами, топологией, относительной плотностью и характеристиками основного материала. Поэтому основная задача заключается в достижении улучшенных свойств при одновременном снижении плотности материала.

Данная работа посвящена моделированию особенностей деформационного поведения трехмерных решетчатых структур, изготовленных с использованием аддитивных технологий из полилактида (PLA). Геометрические трехмерные модели решетчатых структур были получены с использованием трижды периодической минимальной поверхности типа Schwarz Diamond [2] с различными параметрами пористости и размерами элементарной ячейки. Численный анализ этих структур проводился с использованием метода конечных элементов, а аттестация представленных моделей выполнена на основе экспериментальных данных.

*Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Аддитивность», № 121102900049-1).*

1. O. Al-Ketan, R. Rowshan, R.K. Abu Al-Rub, Topology-mechanical property relationship of 3D printed strut, skeletal, and sheet based periodic metallic cellular materials, Additive Manufacturing, 19 (2018) 167-183.
2. Aliaa M. Abou-Ali, Dong-Wook Lee and Rashid K. Abu Al-Rub, On the Effect of Lattice Topology on Mechanical Properties of SLS Additively Manufactured Sheet, Ligament, and Strut-based Polymeric Metamaterials, Polymers, 14 (2022), 21

# ФОРМИРОВАНИЕ РАВНОПРОЧНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОСРЕДСТВОМ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ

Приймак Е.Ю.<sup>1,2</sup>, Кузьмина Е.А.<sup>2</sup>, Исаева А.В.<sup>1,2</sup>, Яковлева И.Л.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

<sup>2</sup>АО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия

<sup>3</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

[elena-pijjmak@yandex.ru](mailto:elena-pijjmak@yandex.ru)

Ротационная сварка трением (РСТ) является одним из эффективных способов соединения различных материалов, ограниченно свариваемых или несвариваемых другими способами сварки. Более широкое использование РСТ сдерживается отсутствием понимания микроструктурной эволюции и факторов, обеспечивающих создание равнопрочных основным материалам конструкций. Данная проблема особенно актуальна для геологоразведочных бурильных труб, требования к которым повышаются в связи с ужесточением условий бурения.

Проведены всесторонние исследования различных комбинаций сварных соединений трубных заготовок из улучшаемых среднеуглеродистых легированных сталей (32Г2-40ХН2МА, 30ХГСА-40ХМФА, 32Г2-40ХН) при изменении режимов РСТ. Установлены структурные особенности в зоне термомеханического влияния (ЗТМВ) и их эволюция при изменении параметров сварки. Показано, что микроструктура сталей в ЗТМВ имеет градиентный характер ввиду влияния термомеханического цикла сварки: непосредственно вблизи зоны соединения она представляет собой мартенсит с участками бейнита, на периферийных участках ЗТМВ в результате снижения температурного воздействия наблюдается мелкодисперсная феррито-карбидная микроструктура.

Испытаниями на статическое растяжение с применением метода корреляции цифровых изображений (КЦИ) установлено, что локализация деформации и разрушение сварных соединений происходят в зоне основного металла наименее прочной стали в случае формирования ультрамелкозернистой микроструктуры в периферийных областях ЗТМВ, имеющей высокую разориентацию субграниц. В данной области реализуются механизмы зернограничного, дислокационного и дисперсионного упрочнения, что подтверждено результатами EBSD анализа и просвечивающей микроскопии [1]. При этом усталостная прочность сварных соединений с такой микроструктурой периферийных зон соизмерима с усталостной прочностью наименее прочной из сопрягаемых сталей, что подтверждается кривыми их ограниченной выносливости и практически идентичным характером разрушения, выявляемым при макро- и микрофрактографическом исследовании [2].

1. Кузьмина Е.А., Приймак Е.Ю., Кириленко А.С., Сёмка Я.С. Влияние силы нагрева при ротационной сварке трением на механические свойства и механизм разрушения при растяжении разнородных сварных соединений сталей 30ХГСА и 40ХМФА // Черные металлы. 2022. № 12. С. 49–57. DOI: 10.17580/chm.2022.12.07.
2. Приймак Е.Ю., Кузьмина Е.А., Гладковский С.В., Вичужанин Д.И., Веселова В.Е. Усталостная прочность сварных соединений сталей 30ХГСА–40ХМФА, полученных ротационной сваркой трением // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 1. С. 00–00. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-1-00-00.

## **ФИЗИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ В КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ**

**Ошоров А.Д.**

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва,  
Российская Федерация, [oshorovayur@gmail.com](mailto:oshorovayur@gmail.com)*

Исследование композитов на основе нанокристаллических/аморфных металлических сплавов является одним из самых перспективных направлений в современном материаловедении. Эти материалы обладают уникальными свойствами, которые делают их незаменимыми во многих областях науки и техники [1,2]. Например, высокая прочность, твердость, коррозионная стойкость и термическая стабильность делают аморфные сплавы идеальными материалами для использования в промышленности. Кроме того, эти материалы имеют огромный потенциал для применения в электронике, благодаря своей электрической проводимости и магнитным свойствам. Исследование и разработка композитов на основе аморфных сплавов является ключевым фактором для создания новых материалов с улучшенными свойствами и расширения области их применения в различных отраслях промышленности [3].

В данной работе исследованы композиты на основе аморфного/нанокристаллического металлического сплава и легкоплавкого металлического сплава. Для изготовления композита брали аморфный сплав на основе кобальта марки 82К3ХСР и легкоплавкий сплав марки ПОСК 50-18. Использовали также нанокристаллической материал получаемый контролируемой кристаллизацией аморфного сплава 82К3ХСР. Аморфный сплав подготавливали в виде полос шириной 20 мм, толщиной 30 мкм и длиной в 100 мм. Две полосы аморфного сплава спаивали с помощью легкоплавкого сплава. Подготовленные образцы композита подвергали одноосному растяжению на разрывной машине Instron 3365 при различных температурах. В результате проведенных испытаний было обнаружено, что композитный материал на основе аморфной ленты и легкоплавкого сплава обладает высокой устойчивостью к деформации и высокими механическими свойствами. Это объясняется тем, что легкоплавкий сплав обеспечивает хорошую связь между полосками аморфной ленты, что приводит к улучшению механических свойств материала.

Создание композитных материалов на основе аморфной ленты и легкоплавких сплавов является перспективным направлением в развитии новых материалов с высокими механическими свойствами. Свойства композитных материалов при низких температурах определяются физическими особенностями деформации и разрушения в межфазовых нанобластях. Эти особенности связаны с уменьшением активационного объема, локальным разогревом материала и перемещением свободного объема через серию атомных прыжков. Именно этот механизм обеспечивает повышение пластических свойств композита на основе аморфного сплава в условиях низкотемпературного одноосного растяжения.

1. Ушаков И. В., Ошоров А.Д. Микроразрушение многослойного композита на основе аморфно-нанокристаллического металлического сплава// Вестник Московского авиационного института. – 2022. – Т. 29, № 3. – С. 246-252. DOI 10.34759/vst-2022-3-246-252.
2. Ушаков И. В., Физика деформирования и разрушения на границе аморфного и кристаллического металлического сплава / И. В. Ушаков, А. Д. Ошоров, И. С. Сафронов // Доклады Академии наук высшей школы Российской Федерации. – 2023. – № 2(59). – С. 7-15. – DOI 10.17212/1727-2769-2023-2-7-15.
3. Мильман Ю.В., Козырев Д.В. О механизмах деформации в аморфных металлических сплавах // Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия. - 2014. - Т. 57, № 8. - С. 50-55.

# СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МОДЕЛЕЙ ТИПА АРРЕНИУС ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Тураева З.С., Мослех А.О.

*Университет науки и технологий МИСИС,  
Россия, Москва  
[m1909900@edu.misis.ru](mailto:m1909900@edu.misis.ru)*

Особое место в современном авиастроении занимает сверхпластическая формовка. Основным преимуществом метода является возможность изготовления деталей сложной формы за один технологический проход. Для получения качественных деталей и предсказания формоизменения применяют имитационное моделирование методом конечных элементов, в качестве основы моделирования задают свойства сплавов, характеристики напряжения в зависимости от степени деформации, скорости деформации и температуры. Поведение металлических материалов при высокоскоростной деформации отражает нелинейную зависимость между напряжением и переменными процесса, такими как деформация, скорость деформации и температура, которая обычно описывается с использованием определяющей модели в виде  $\sigma = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T)$ . В процессе горячей обработки металлических материалов определяющая функция может быть использована для анализа деформационной нагрузки, для создания модели динамики рекристаллизации и для разработки карты деформации, с помощью которой можно раскрыть механизм деформации и определить режимы стабильности и нестабильности течения. Поэтому моделирование и прогнозирование поведения металлических материалов при высокоскоростной деформации имеет большое значение. Целью исследования является сравнение уравнений определяющей модели типа Аррениус для прогнозирования поведения сплавов Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr при высокоскоростной сверхпластической деформации.

Модель типа Аррениуса эффективна для изучения влияния температуры и скорости деформации на напряжение течения металлов. Эта феноменологическая модель нашла широкое применение при моделировании поведения при горячей деформации и, таким образом, при оптимизации условий горячей обработки многих видов металлических материалов. Существует три типа уравнений взаимосвязи между скоростью деформации ( $\dot{\epsilon}$ ), деформацией ( $\epsilon$ ) и температурой ( $T$ ) и параметром Зинера-Холломоны ( $Z$ ) [1,2]:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = \begin{cases} A_1 \sigma^{n_1} \left(\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\right) & \alpha\sigma < 0.8 \\ A_2 \left(\exp(\beta\sigma)\right) \left(\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\right) & \alpha\sigma > 1,2 \end{cases} \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = \begin{cases} A_3 [\sinh(\alpha\sigma)]^{n_2} \left(\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\right) & \text{для всех } \sigma \end{cases} \quad (3)$$

В данной работе для сравнения были использованы уравнения (1) и (3) определяющей модели типа Аррениус. Для определения констант материала моделей типа Аррениуса были использованы экспериментальные данные испытаний на растяжении в диапазоне температур (405–480 °С) и скоростей деформации (0,001–0,4 с<sup>-1</sup>). Их предсказуемость поведения была оценена с точки зрения коэффициента корреляции

(R) и средней абсолютной относительной ошибки (AARE), которая составила для уравнения (1) R= 0,98 и AARE – 1,4 % и для уравнения (3) 0,94 и 15 %.

**Таблица 1.** Вычисленные коэффициенты в уравнении модели для сплава Al–Zn–Mg–Cu–Ni–Zr

$\ln(A_1)$	$n_1$	$Q_1$ [kJ/mol]	$\ln(A_2)$	$m$	$\beta$ [MPa <sup>-1</sup> ]	$Q_2$ [kJ/mol]	$\alpha$	$\ln(A_3)$	$n_2$	$Q_3$ [kJ/mol]
16,91	2,49	167,33	12,88	0,51	0,12	118,55	0,052	22,3	1,94	158,72

*Работа выполнена при поддержке Гранта НШ-1752.2022.4 для поддержки ведущих научных школ РФ под руководством Михайловской А.В.*

### Список литературы

1. C. Zener, J.H. Hollomon, Effect of strain rate upon plastic flow of steel, J. Appl. Phys. 15 (1944) 22–32, <https://doi.org/10.1063/1.1707363>.
2. C.M. Sellars, W.J. McTegart, On the mechanism of hot deformation, Acta Metall. 14 (1966) 1136–1138, [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(66\)90207-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(66)90207-0).

# АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКОГО ИССЛЕДОВАНИЯ БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ПРИ ПОМОЩИ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Назарова В.В.<sup>1</sup>, Майсурадзе М.В.<sup>1</sup>, Юдин Ю.В.<sup>1</sup>, Куклина А.А.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> ФГАОУ ВО УрФУ, г. Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup> ФГБОУ ВО УГГУ, г. Екатеринбург, Россия

[kamicure@yandex.ru](mailto:kamicure@yandex.ru)

Современные технологии позволяют использовать новые методологии в научных исследованиях. Одним из наиболее важных инструментов познания является математическое моделирование. В ходе исследований методика математического моделирования дает возможность предсказывать, а также описывать получаемые значения экспериментальных данных максимально близко.

В работе представлено применение дифференциального уравнения для оценки параметров изотермического бейнитного превращения. Расчет основан на дилатометрических исследованиях образования бейнита при изотермической выдержке в промышленных и экспериментальных легированных сталях разного состава.

Широко применяемое математическое описание экспериментальной кинетики при помощи различных аналитических уравнений: Остина-Риккета [1], Колмогорова-Джонсона-Мела-Аврами [2,3], Вейбулла [4], Ферхюльста [5] и др. способствует проведению достаточно точного количественного анализа особенностей процесса бейнитного превращения, протекающего при постоянной температуре.

В процессе термической обработки производилась регистрация изменения линейного размера образцов в зависимости от температуры, а также во времени. На основе полученных дилатограмм был проведен анализ экспериментальной кинетики бейнитного превращения.

Для оценки доли бейнита в структуре стали после термической обработки использовалась зависимость удлинения образца от температуры. По правилу рычага [6] определялась мгновенная доля превращения аустенита при каждой температуре во время эксперимента:

$$P = \{\Delta l_t - (a_\gamma t + b_\gamma)\} / \{(a_\alpha t + b_\alpha) - (a_\gamma t + b_\gamma)\}, \quad (1)$$

где  $P$  – доля превращения аустенита;  $t$  – текущая температура образца, °C;  $\Delta l_t$  – текущее удлинение образца при данной температуре, мкм;  $a_\gamma$ ,  $b_\gamma$  – коэффициенты линейного уравнения, аппроксимирующего экспериментальную дилатограмму образца в однофазной аустенитной области;  $a_\alpha$ ,  $b_\alpha$  – коэффициенты линейного уравнения, аппроксимирующего экспериментальную дилатограмму образца после завершения изотермического бейнитного превращения.

Из экспериментальной дилатограммы в координатах «удлинение – время» определена кинетика бейнитного превращения. За начало изотермической выдержки принимается момент достижения требуемой температуры. Аналогично было применено правило рычага, но в другой формулировке:

$$P_6 = (\Delta l_t - \Delta l_{\min}) / (\Delta l_{\max} - \Delta l_{\min}), \quad (2)$$

где  $P_6$  – доля бейнитного превращения;  $\Delta l_t$  – текущее удлинение образца в данный момент времени, мкм;  $\Delta l_{\min}$  – удлинение образца в начале изотермической выдержки, мкм;  $\Delta l_{\max}$  – максимальное значение удлинения образца, достигаемое в процессе изотермической выдержки, мкм.



В результате применения уравнения (2) и нормировки полученной зависимости  $P(\tau)$  согласно истинной полноте бейнитного превращения, была установлена экспериментальная кинетика изотермического бейнитного превращения для всех исследуемых сталей.

Математическое описание кинетики изотермического бейнитного превращения производилось при помощи уравнения Остина-Риккета [1]:

$$P_6 = 1 - [1/\{1 + k(\tau^n)\}], \quad (3)$$

где  $\tau$  – время, с;  $k$ ,  $n$  – постоянные коэффициенты.

На примере стали 20X2Г2СНМА с высокой устойчивостью переохлажденного аустенита было установлено, что продолжительность стадии замедленного охлаждения перед изотермической выдержкой в области бейнитного превращения (выше температуры  $M_n$ ) существенно влияет на последующую кинетику образования бейнита, даже при отсутствии видимых дилатометрических эффектов. Также при увеличении продолжительности стадии замедленного охлаждения (со скоростью  $1^\circ\text{C}/\text{c}$ ) от 10 до 20 с процесс бейнитного превращения ускоряется на 300...400 с. При этом значения параметров уравнения Остина-Риккета также изменяются: при увеличении продолжительности стадии замедленного охлаждения величина  $n$  уменьшается от 4,0 до 3,1, а значение  $\ln(k)$  – увеличивается от -26,8 до -19,8. Таким образом, чем дольше сталь охлаждается в области бейнитного превращения, тем больше в ней формируется подложек или областей для последующего зарождения и роста бейнита. Значения параметров  $n$  и  $\ln(k)$  уравнения (3) также реагируют на изменившиеся условия процесса: чем больше имеется зародышей на момент начала образования изотермического бейнита, тем выше скорость последующего процесса бейнитного превращения, и, соответственно, больше значение  $k$ . Поскольку параметр  $n$  линейно зависит от  $\ln(k)$ , то его величина, соответственно, уменьшается.

Оценка влияния продолжительности и скорости охлаждения стали в бейнитном интервале температур на кинетику изотермического бейнитного превращения весьма важна при назначении режимов термической обработки и прогнозирования конечной микроструктуры детали.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-00106.*

1. Starink M. J. Kinetic equations for diffusion-controlled precipitation reactions // Journal of Materials Science. Vol. 32. PP. 4061...4070. DOI: 10.1023/A:1018649823542.
2. Zhu J. G., Sun X., Barber G. C., Han X., Qin H. Bainite Transformation-Kinetics-Microstructure Characterization of Austempered 4140 Steel // Metals. 2020. Vol. 10(2). 236. DOI: 10.3390/met10020236.
3. Avrami M. Kinetics of Phase Change. I. General Theory // Journal of Chemical Physics. 1939. Vol. 7. №12. PP. 1103...1132. DOI: 10.1063/1.1750380.
4. Cai J., Liu R. Weibull Mixture Model for Modeling Nonisothermal Kinetics of Thermally Stimulated Solid-State Reactions: Application to Simulated and Real Kinetic Conversion Data // Journal of Physical Chemistry B. 2007. Vol. 111. №36. PP. 10681...10686. DOI: 10.1021/jp0737092.
5. Yudin Yu. V., Maisuradze M. V., Kuklina A. A. Describing the Isothermal Bainitic Transformation in Structural Steels by a Logistical Function // Steel in Translation. 2017. Vol. 47. №3. PP. 213...218. DOI: 10.3103/S0967091217030160.
6. Kop T. A., Sietsma J., Van Der Zwaag S. Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels // Journal of Materials Science. 2001. Vol. 36. PP. 519...526. DOI: 10.1023/A:1004805402404.

## ВЫРАЩИВАНИЕ ЛЕГИРОВАННЫХ Al И Cr ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ИЗ РАСПЛАВА МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО

Спиридонов В.А.<sup>1</sup>, Панов Д.Ю.<sup>1</sup>, Давыдов В.Ю.<sup>2</sup>,  
Смирнов А.Н.<sup>2</sup>, Бауман Д.А.<sup>1</sup>, Романов А.Е.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

Санкт-Петербург, Россия

[vladspiridonov@itmo.ru](mailto:vladspiridonov@itmo.ru)

Оксид галлия – ультраширокозонный полупроводник с шириной запрещенной зоны ~4,8 эВ (для стабильной фазы  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), с существенной величиной напряжённости поля пробоя (>8 МВ/см) и с достаточно высокой подвижностью носителей заряда (электронов) (~150 см<sup>2</sup>/(В\*с)) [1–3], что делает его перспективным материалом для компонентной базы силовой электроники. Добавляя алюминий к оксиду галлия в различных концентрациях, можно контролировать величину запрещенной зоны кристалла без существенных изменений в технологии его производства [4]. Легированные хромом монокристаллы оксида галлия ( $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Cr) рассматриваются в качестве рабочего тела перестраиваемых лазеров за счет наличия широкой полосы люминесценции <sup>4</sup>T<sub>2g</sub> – <sup>4</sup>A<sub>2g</sub> ионов Cr<sup>3+</sup> [5]. Возможность управлять свойствами  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при совместном использовании Al и Cr в качестве легирующих добавок делает потенциально привлекательным применение данного материала, например, в волоконно-оптических датчиках или интерферометрических приборах.

Кристаллы легированного  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> были получены методом Чохральского в ростовой установке Ника-3. В качестве исходного материала использовались порошки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также металлический Cr чистоты 5N. Для получения расплава использовался иридиевый тигель. Образцы синтезировались в замкнутой системе с постоянной атмосферой. Атмосфера представляла собой смесь 95 об.% аргона и 5 об.% кислорода. Затравление производилось на собственные нелегированные кристаллы  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

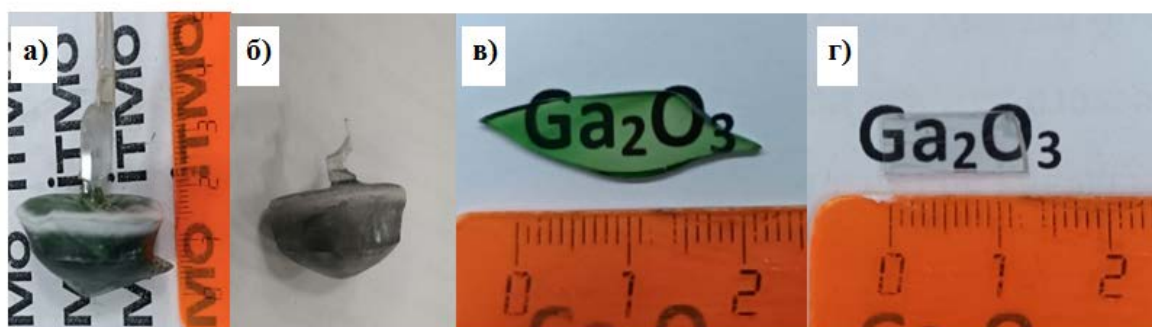


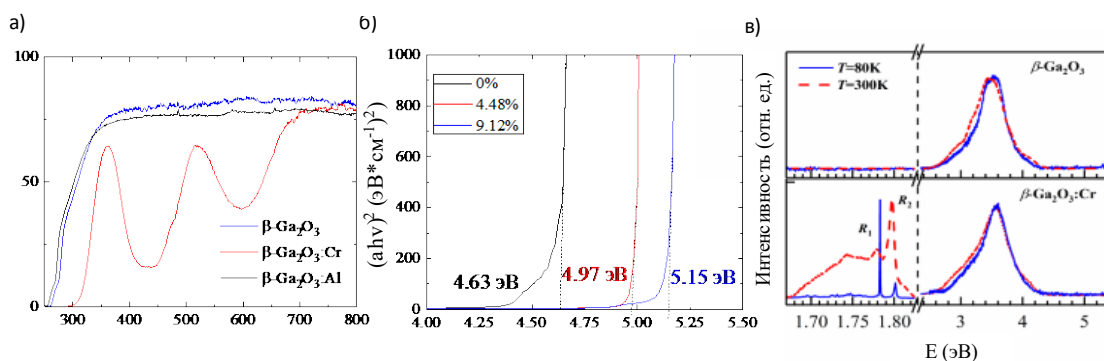
Рис.1. Образцы объемных кристаллов оксида галлия: а, в –  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Cr, б, г –  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Al

Были выращены объёмные кристаллы оксида галлия путём добавления различного количества оксида алюминия (7,5 об.% и 15 об.%) или хрома (0,5 об.% и 0,38 об.%) в исходную шихту. Путем скалывания кристаллов по плоскости спайности (100) были получены плоскопараллельные образцы толщиной ~1 мм и исследованы их оптические свойства.

Было установлено, что образцы прозрачны в ближнем УФ, видимом и ближнем ИК оптических диапазонах (рис.2а). Оптическая ширина запрещенной зоны соста-

вила 4.63 эВ – для чистого  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 4,97 эВ – для образца с содержанием 7.5 об.% оксида алюминия в шихте и 5,15 эВ – для образца с содержанием 15 об.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (рис.2б). Исследования методом энерго-дисперсионной рентгеновской спектроскопии показали, что при добавлении 7.5 об.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в шихту содержание алюминия в полученном кристалле составило 4,48 ат.%, при добавлении 15 об.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – 9,12 ат.%

Для образцов, легированных хромом, были измерены спектры фотолюминесценции (рис. 2в), показавшие наличие широкой полосы люминесценции с максимумом в 3.25 эВ (381,5 нм) при возбуждении 4.66 эВ (266 нм) как для легированного хромом образца, так и для чистого  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и две узкие линии для  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Cr, которые имеют энергии 1.78 эВ (696,6 нм) и 1.80 эВ (688,9 нм) при возбуждении 2.33 эВ (532 нм).



**Рис.2.** Оптические характеристики исследованных образцов. а – спектры оптического пропускания. б – графики Таука для образцов  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с различным ат. % Al в кристалле. в – спектры фотолюминесценции образцов  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Cr при температурах T=80К и T=300К.

## Список литературы

1. Panov D.I., Spiridonov V.A., Zakgeim D.A., Kremleva A.V., Bauman D.A., Romanov A.E., Bougrov V.E. Growth Technology and Optical Properties of Bulk Crystalline Gallium Oxide // Reviews on advanced materials and technologies. — 2020. — Vol. 2, № 3. — P. 51–55.
2. Galazka Z.  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub> for wide-bandgap electronics and optoelectronics // Semiconductor Science and Technology. — 2018. — Vol. 33, № 11. — P. 113001.
3. Stepanov S.I., Nikolaev V.I., Bougrov V.E., Romanov A.E. Gallium oxide: properties and applications – a review. — 2016. — Vol. 44. — P. 63–86.
4. Zakgeim D., Bauman D., Panov D., Spiridonov V., Kremleva A., Smirnov A., Odnoblyudov M., Romanov A., Bougrov V. Growing of bulk  $\beta$ -(Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>)<sub>2</sub>O<sub>3</sub> crystals from the melt by Czochralski method and investigation of their structural and optical properties // Applied Physics Express. — 2022. — Vol. 15, № 2. — P. 025501.
5. Walsh C.G., Donegan J.F., Glynn T.J., Morgan G.P., Imbusch G.F., Remeika J.P. Luminescence from  $\beta$ -Ga<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: Cr<sup>3+</sup> // Journal of Luminescence. — 1988. — Vol. 40–41. — P. 103–104.

## СРАВНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИЗНОСОСТОЙКИХ ХРОМ-МОЛИБДЕНОВЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ МЕЛЬНИЧНЫХ ФУТЕРОВОК

Аюурзана П.<sup>1,2</sup>, Пырин Д.В.<sup>1</sup>, Майсурадзе М.В.<sup>1</sup>, Жилияков А.Ю.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)

<sup>2</sup> ПГС «Предприятие Эрдэнэт», Эрдэнэт (Монголия)

<sup>3</sup> ИФМ им. М. Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург (Россия)

[d.v.pyrin@gmail.com](mailto:d.v.pyrin@gmail.com)

На сегодняшний день большинство обогатительных фабрик предъявляют высокие требования к работе цикла измельчения и качеству помола. На многих месторождениях содержание металла в руде очень низкое, требуется перерабатывать большое количество руды, чтобы экономическая эффективность предприятия была высокой. Мельничная футеровка является важной составляющей процесса измельчения, оказывая значительное влияние на показатели производительности. От её дизайна и сплава зависит эффективность помола руды, а также совокупное количество потраченных часов на аварийную замену нескольких вышедших из строя элементов или демонтаж всего комплекта при окончании срока ее службы.

Одной из основных групп сплавов, используемых для производства футеровок мельниц мокрого полусамоизмельчения являются хром-молибденовые перлитные стали. В работе представлены результаты исследования образцов стали 80X2МЛ импортного производства и производства ПГС «Предприятия Эрдэнэт» (в дальнейшем «Эрдэнэт») после различных режимов термической обработки: 1 – импортная сталь в состоянии поставки; 2, 3, 4 – сталь производства «Эрдэнэт» в литом состоянии, после литья и закалки, после литья с последующими закалкой и высоким отпускком (улучшением). Закалка заключалась в нагреве материала до температуры 900 °С с выдержкой в печи 5 ч с последующим охлаждением на воздухе. Часть образцов после закалки подвергалась высокому отпуску, который проводился при температуре 600 °С с выдержкой в печи на протяжении 2 ч.

Металлографический анализ выполнялся с использованием растрового электронного микроскопа Jeol «JSM-6490 LV». Твёрдость определяли по методу Виккерса. Испытание на абразивное изнашивание проводилось на образцах с размерами рабочей стороны 15×10 мм с помощью установки StruersLaboPol-5, в которой образцы под нагрузкой 12,5 Н прижимались к вращающемуся диску с закреплённой наждачной бумагой маркировки 240. Диск вращался однонаправленно со скоростью вращения 300 оборотов в минуту. Критерием износостойкости служит величина убыли массы в результате испытания. Взвешивание образцов осуществлялось перед испытанием, а также во время проведения испытания с интервалом в 10 мин на аналитических весах серии AUW120D.

Микроструктура стали 80X2МЛ импортного производства в состоянии поставки представлена перлитными колониями (чередующимися пластинками феррита и цементита). Можно предположить, что такая микроструктура получена путём изотермической выдержки стали при температуре, соответствующей области перлитного превращения до полного его протекания. В микроструктуре стали производства «Эрдэнэт» в литом состоянии наблюдается мартенсит и троостит, что, вероятно, объясняется быстрым процессом охлаждения стали после кристаллизации отливки, в результате чего диффузионное превращение успевает пройти лишь частично с образованием высокодисперсного перлита (троостита). Дальнейшее охлаждение приводит к началу бездиффузионного мартенситного превращения. После нагрева литой

стали до температуры 900 °С, выдержки в течение 5 ч и охлаждения на воздухе (закалки) в микроструктуре формируется мартенсит. Микроструктура после закалки и последующего высокого отпуска – сорбит отпуска, представляющий собой дисперсные глобулярные частицы цементита в ферритной матрице.

Из результатов измерения твёрдости видно, что сталь импортного производства уступает стали производства «Эрдэнэт» в литом состоянии. Закалка на воздухе с температуры 900 °С приводит к существенному повышению твёрдости образцов стали производства «Эрдэнэт» в литом состоянии. Дальнейший высокий отпуск обеспечивает уровень твёрдости, сравнимый с образцами стали в литом состоянии.

Испытания на относительную износостойкость показали, что сталь производства «Эрдэнэт» в литом состоянии обладает наибольшей потерей массы (наименьшим уровнем износостойкости). Сталь в закалённом состоянии демонстрирует обратную картину. Однако полученные в работе результаты не позволяют говорить о прямой зависимости между значениями твёрдости и износостойкости исследуемой стали. Несмотря на то, что уровень твёрдости стали в литом состоянии и после улучшения примерно одинаков, литая сталь демонстрирует более высокую убыль массы при испытаниях на износостойкость. Что касается результатов износостойкости образцов стали импортного производства и производства «Эрдэнэт» после улучшения, то они показывают близкие значения.

Установлено, что применение закалки с последующим высокотемпературным отпуском стали 80Х2МЛ позволяет достичь уровня износостойкости, сравнимого со значениями импортной стали, а также существенно улучшить износостойкость по сравнению с литым состоянием.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВОЧНЫХ ПРУТКОВ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ И КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Слепов Д.В.<sup>1</sup>, Кобелева Л.И.<sup>2</sup>, Калашников И.Е.<sup>1,2</sup>, Михеев Р.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,  
Москва, РФ*

<sup>2</sup> *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,  
Москва, РФ*

[mikheev.roman@mail.ru](mailto:mikheev.roman@mail.ru)

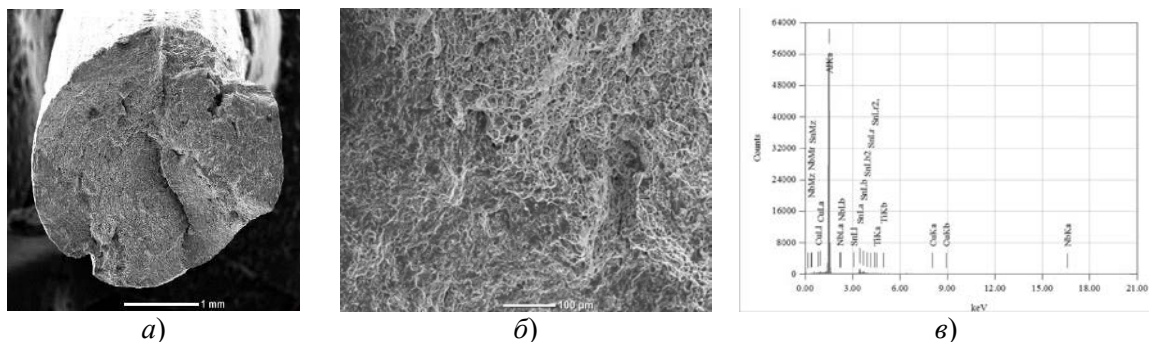
За последние годы существенные успехи достигнуты в области изотропных дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе алюминия, характеризующихся лучшим сочетанием свойств (триботехнических, механических и других) [1]. Наибольший практический интерес представляет возможность применения подобных композиционных материалов (КМ) в качестве функциональных рабочих покрытий деталей и элементов оборудования [2]. Поэтому крайне важное значение приобретает разработка наплавочных материалов, например в виде прутков из КМ, позволяющих применять дуговые процессы для нанесения функциональных покрытий.

Для изготовления наплавочных прутков из КМ в настоящей работе применяли процесс экструзии порошковой смеси. Исходными компонентами являлись порошок матричного сплава АО6-1 (6 % Sn, 1 % Cu, остальное — алюминий, ГОСТ 14113) фракцией (300-400) мкм, частицы карбида кремния (SiC) и «орто»-фазы (Ti<sub>2</sub>NbAl) средним размером 40 мкм и не более 100 мкм соответственно (изготовитель - ООО «Метсинтез»). Система Al-Sn-Cu была выбрана для матричного сплава благодаря уровню внедрения и востребованности в промышленности. Частицы SiC общедоступны и широко применимы в производстве, тогда как частицы Ti<sub>2</sub>NbAl являются интерметаллидным соединением и обладают высоким уровнем металлической составляющей химической связи, что и определило их выбор в качестве наполнителя. Важно отметить, что предельная доля частиц наполнителя в присадочных КМ составляла 10 масс.%. В противном случае эксплуатация изделий с функциональными покрытиями из КМ будет сопровождаться интенсивным изнашиванием сопряженных деталей [3].

Изготовленные наплавочные прутки из КМ с диаметром 3,0 мм и длиной 350 мм соответствуют требованиям ГОСТ 21449. Характерные поверхности излома прутков, а также результаты энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии подтверждают сохранение заданного состава армирования и не содержат признаков деградации наполнителя (рис. 1). Это позволяет считать состав изготовленных процессом экструзии наплавочных прутков из КМ однородным, а распределение частиц наполнителя удовлетворительным.

С целью оценки возможности применения изготовленных наплавочных прутков из КМ в процессе дуговой наплавки проводили оценку жидкотекучести сварочной композиционной ванны по методу А.А. Ерохина. Для этого измеряли площади (F<sub>2</sub> и F<sub>1</sub>), характеризующие несимметричность поперечного сечения горизонтального валика, сформированного на наклонной плоскости (угол наклона 35°). Кроме того, оценивали значения краевых углов оттекания (φ<sub>1</sub>) и натекания (φ<sub>2</sub>), позволяющих определить величину равновесного краевого угла смачивания - θ [2]. Горизонтальные валики наносили на подложку из алюминиевого сплава марки АМг6 (ГОСТ 4784)

размером 180x120x6 мм процессом дуговой наплавки вольфрамовым электродом в среде аргона с применением разработанных композиционных прутков.



**Рис. 1.** Характерная поверхность излома (а, б) и результаты спектрального анализа (в) изготовленных наплавочных прутков из КМ состава АО6-1 + 10 масс.%  $Ti_2NbAl_{(<100)}$

Результаты оценки жидкотекучести сварочной композиционной ванны показали, что валики, сформированные с применением наплавочных прутков из КМ характеризуются меньшими значениями несимметричности сечения в сравнении с наплавочным материалом из матричного сплава АО 6-1 (1,424 и 1,534 против 1,733). Причем, применение в качестве наполнителя интерметаллидных частиц  $Ti_2NbAl$  со значительной металлической составляющей химической связи по сравнению с частицами SiC обеспечивает лучшую жидкотекучесть сварочной композиционной ванны. Значения краевых углов смачивания ( $\theta$ ) лежат в диапазоне от 60,3 до 65,8° и не превышают 90°, что свидетельствует о достаточной жидкотекучести сварочной композиционной ванны, а также удовлетворительных сварочно-технологических свойствах разработанных составов наплавочных прутков из КМ.

Таким образом, в настоящей работе изготовлены наплавочные прутки диаметром 3 мм и длиной 350 мм из композиционных материалов на основе сплава АО 6-1, содержащие в качестве наполнителя частицы карбида кремния (SiC) или орторомбической фазы ( $Ti_2NbAl$ ) в количестве 10 мас.%. Установлено, что технологические параметры процесса экструзии обеспечивают отсутствие интенсивного химического взаимодействия между материалом матрицы и наполнителя на всех стадиях получения присадочных материалов. Показано, что изготовленные прутки обладают достаточной жидкотекучестью для формирования функциональных покрытий процессом дуговой наплавки.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 22-29-00366, <https://rscf.ru/project/22-29-00366/>).*

1. Recent progress in aluminum metal matrix composites: A review on processing, mechanical and wear properties / P. Samal [et. al.] // Journal of Manufacturing Processes. - 2020. - Vol. 59. - P. 131-152.
2. Mikheev R.S. Innovative processes of production functional gradient layered compositions with enhanced tribological properties // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. - 2020. - Vol. 934, № 012036. - P. 1-6.
3. Gill R.S., Samra P.S., Kumar A. Effect of different types of reinforcement on tribological properties of aluminium metal matrix composites (MMCs) – A review of recent studies // Materials Today. Proceedings. - 2022. - Vol. 56, № 5. - P. 3094-3101.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА АЛЮМИНЕВО-МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, АРМИРОВАННЫХ ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ФАЗОЙ КАРБИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СВС В РАСПЛАВЕ

Шерина Ю.В., Луц А.Р.

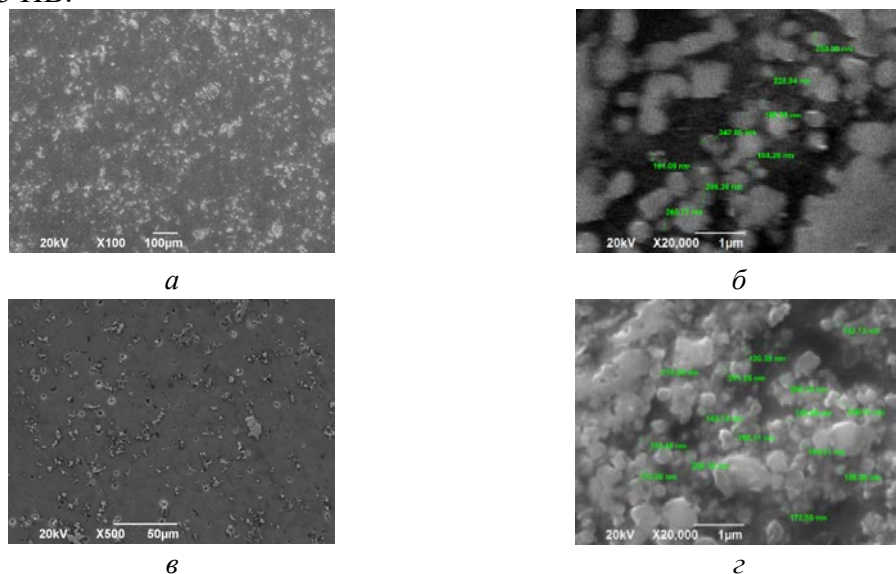
СамГТУ, г. Самара, РФ,  
[yulya.makhonina.97@inbox.ru](mailto:yulya.makhonina.97@inbox.ru)

Промышленные сплавы АМг2 и АМг6 находят широкое применение в промышленности благодаря высокой коррозионной стойкости, хорошей деформируемости и свариваемости [1]. Наличие в их составе микродобавок легирующих элементов (Fe, Si, Mn, Ti и др.) способствует твердорастворному упрочнению в литом состоянии. Однако их количество слишком мало, чтобы существенно повысить механические характеристики, поэтому сплавы дополнительно упрочняют с помощью пластической деформации, а затем подвергают отжигу, но формируемый в результате комплекс свойств также не отличается высокими значениями. Наиболее перспективным направлением повышения характеристик является создание на основе данных сплавов композиционных материалов за счет введения в их состав дополнительной дисперсной керамической фазы, в качестве которой наиболее распространено применение карбидов. Так, в работе [2] показано, что в результате армирования сплава АМг1 частицами карбида кремния удается существенно повысить твердость, прочность и износостойкость сплава-основы. Также в данном исследовании установлено, что в присутствии дисперсной фазы эффективным становится и проведение термической обработки, хотя исходный сплав относится к термически необрабатываемым. В приведенном исследовании применялось введение дисперсной фазы извне, что подразумевает отдельное получение карбидной фазы и последующий ввод в расплав. Вместе с тем, существует технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), которая позволяет непосредственно в расплаве алюминия провести реакцию взаимодействия между исходными реагентами с образованием целевой фазы в виде множества дисперсных частиц. Таким образом, например, возможно формирование высокодисперсной фазы карбида титана (с размером частиц от 100 нм), которая хорошо смачивается расплавом алюминия и обладает высокими показателями твердости, модуля упругости и удельной прочности. В связи с этим, целью данной работы было поставлено получение методом СВС композиционных материалов АМг2-10%TiC и АМг6-10%TiC, их последующая термическая обработка и изучение полученных при этом структуры и свойств.

В ходе проведения исследования были получены образцы АМг2-10%TiC и АМг6-10%TiC, причем в обоих случаях наблюдалась активная и быстротечная СВС-реакция, сопровождающаяся ярким свечением, что обусловлено присутствием магния. Изломы характеризовались однородным серым цветом, без остатков непрореагировавшей шихты [3]. Микроструктуры полученных образцов приведены на рис. 1. После синтеза, по данным микрорентгеноспектрального и рентгенофазового анализов, в составе композитов присутствовала целевая фаза карбида титана, а также магний, очевидно, в составе выделившейся  $\beta$ -фазы ( $Al_3Mg_2$ ). Измерение твердости показало повышение значений для основы АМг2 с 59,4 до 64,4НВ, для основы АМг6 – с 83 до 90,9 НВ.



Далее образцы были подвергнуты дополнительному нагреву с последующим охлаждением на воздухе по следующим режимам: для основы АМг2 - 130, 150, 180°C и 350°C (1, 2 и 3 ч.); для основы АМг6 - 230 °С (1, 3 и 6 ч.) и при 310, 320, 335 °С (1, 2 и 3 ч.). Установлено, что термическая обработка также приводит к повышению твердости и максимальные значения составили: для АМг2-10%TiС - после нагрева при 150 °С (3 часа) 67,6 НВ, для АМг6-10%TiС - после нагрева при 230 °С (3 часа) 93 НВ.



**Рис. 1.** Микроструктура образцов АМг2-10%TiС (а, б) и АМг6-10%TiС (в, г)

Далее на образцах с максимальной твердостью был проведен комплекс исследований, включающий изучение механических свойств (прочность на сжатие, микротвердость и др.), коррозионной стойкости (к углекислотной и сероводородной коррозии), свариваемости (методом аргонно-дуговой сварки), износостойкости (по режиму скольжения, материал контртела – сталь 40Х). По результатам которых установлено, что СВС композиционного материала АМг2-10%TiС с последующим нагревом до температуры 150°С приводит к сохранению прочности на сжатие, деформируемости, свариваемости и коррозионной стойкости на уровне матричного сплава в нагартованном состоянии, но при этом твердость повышается на 12%, микротвердость - на 18%, а коэффициент трения снижается не менее, чем в 4 раза. Также выявлено, что СВС АМг6-10%TiС с последующим нагревом до температуры 230°С приводит к снижению прочности на сжатие на 12%, при этом позволяет сохранить значения деформируемости, свариваемости и коррозионной стойкости, а также повысить твердость на 17%, микротвердость на 7% и снизить коэффициент трения в 2 раза.

1. Колачев Б.А. *Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов* / Б.А. Колачев, В.Н. Елагин, В.А. Ливанов // Учебник для вузов. – 3е изд., перераб. и доп. – М.: МИСиС. – 1999. – 416с.
2. Курганова Ю.А. *Разработка и применение дисперсно упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в машиностроении: дис. ... докт. техн. наук : 05.16.06* / Курганова Юлия Анатольевна. – М.- 2008. – 285 с.
3. Шерина Ю.В., Луц А.Р., Кичаев П.Е., Богатов М.В., Амосов А.П. [Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана и последующей термической обработки на структуру и свойства сплава АМг6](#) // Научные технологии в машиностроении. 2023. – №5 (143) С. 15-21.

# ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ АСФАЛЬТОСМОЛОПАРАФИНОВЫХ ОТЛОЖЕНИЙ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ НА ЛАБОРАТОРНОМ СТЕНДЕ

Богатов М.В., Юдин П.Е.

*Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,*  
[bogatov@npcsamara.ru](mailto:bogatov@npcsamara.ru), [udin@npcsamara.ru](mailto:udin@npcsamara.ru)

Внутренние покрытия как органического, так и неорганического классов играют защитную роль от различных видов осложняющих факторов в колонне НКТ: коррозия скважинного и нефтепромыслового оборудования, асфальтосмолопарафиновые отложения (АСПО), отложения неорганических солей, высокий газовый фактор, образование газогидратных отложений и т.д. [1]. Существуют различные методы удаления и предотвращения осложняющих факторов. К первой группе относят: тепловые методы (закачка пара, промывка горячей нефтью или водой в качестве теплоносителя, применение электропечей, индукционных подогревателей и т.д.), механические методы (использование скребков, скребков-центраторов, установленных на штангах), химические методы (применение органических растворителей или моющих средств для удаления АСПО) [2]. Ко второй группе относят: применение защитных покрытий (нанесение на внутреннюю поверхность труб различных классов поверхностей); физические методы (вибрационные, воздействие магнитных, электрических и электромагнитных полей, ультразвуковые); химические методы [3]. Применение внутренних покрытий в качестве защиты от образования АСПО в настоящее время является перспективным методом за счет снижения коррозионных процессов, уменьшения гидравлического сопротивления потока перекачиваемой среды, увеличения межремонтного периода, снижение образования солеотложений, асфальтосмолопарафиновых веществ и т.д.

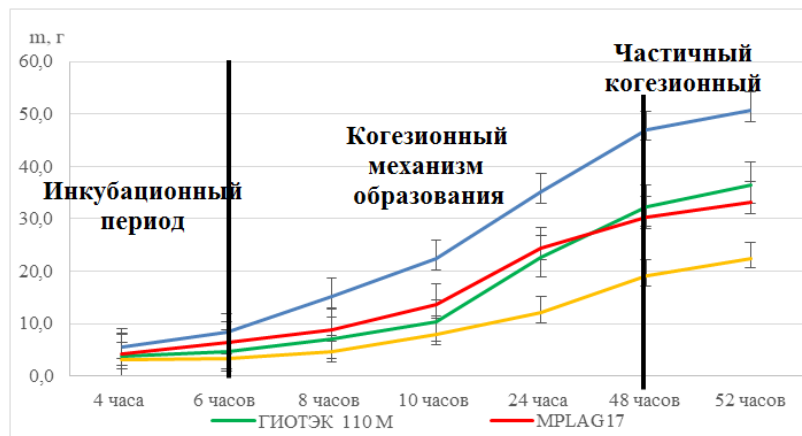
Таким образом, применение внутренних покрытий носит многофункциональный характер при эксплуатации скважин для защиты трубной продукции, что делает их более конкурентноспособными перед другими методами удаления и предотвращения образования осложняющих факторов.

В данной работе будут рассмотрены зависимости массы выпадения АСПО от времени выдержки сегментов НКТ, на разработанном и изготовленном лабораторном стенде [4].

В данной статье рассмотрен эксперимент по определению массы АСПО от времени выдержки образцов на лабораторном циркуляционном стенде. Для достоверности результатов проводились по 3 эксперимента для каждого из режимов. Для определения массы АСПО от времени выдержки были выбраны следующие параметры системы: температура нефти 40 °С, температура рубашки охлаждения 15 °С, скорость потока была постоянной и составляла 0,5 м/с, время выдержки для каждого эксперимента было разное: 4, 6, 8, 10, 24, 48, 52 часа, результаты представлены на рисунке 1.

Исходя из графиков зависимости (рисунок 1) видно, что от начала проведения испытания до 6 часов существует малая зависимость в типе внутренней поверхности на процесс формирования АСПО, данный этап называется инкубационным периодом. Затем при увеличении времени выдержки образцов от 6 до 48 часов происходит увеличение количества образования АСПО за счет нарастания слоя вследствие когезионного механизма. Когезионный механизм подразумевает формирование гомогенного слоя отложений на внутренней поверхности НКТ до определенной толщины

слоя в зависимости от типа поверхности. Затем после увеличении времени выдержки до 48 часов и далее образуется толстый слой, который является также тепловым барьером. Происходит изменение градиента температуры между слоем отложений и потоком нефти и затем к когезионному отрыву этой части слоя отложений касательным напряжением воздействия сдвигом на слой АСПО за счет движения потока нефтяной среды.



**Рис. 1.** Зависимость массы выпадения АСПО от времени проведения эксперимента на различных внутренних поверхностях НКТ

Сдвиговое воздействие потока вызывает частичный когезионный срыв слоя АСПО. В результате, образовавшийся слой частично срывается и уносится вместе с потоком нефти. Это приводит к замедлению и прекращению увеличения толщины слоя со временем.

#### Выводы

1) Распространенные внутренние антикоррозионные покрытия МК-5 MPLAG 17 и ГИОТЭК 110 М могут рассматриваться в качестве многофункциональных покрытий НКТ и для предотвращения образования АСПО.

2) Существует следующая градация внутренних поверхностей НКТ по способности противостоять АСПО (по мере ее уменьшения): силикатно-эмалевое покрытие → полимерные покрытия → стальной образец без покрытия, которая соответствует данным опытно-промышленных испытаний.

#### Список литературы

1. Альмохаммад А.А., Безверхая Е.В., Квеско Н.Г., Брунгардт М.В. Основные осложняющие факторы при эксплуатации станков-качалов штанговых глубинных насосов на нефтяном месторождении Айн-зала республики Ирак // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2022. №. 5. С. 397-403.
2. Тронов В.П. Механизм образования смоло-парафиновых отложений и борьба с ними. Москва: Недра, 1969. 192 с.
4. Глущенко В.Н., Силин В.Н. Предупреждение и устранение асфальтеносмолопарафиновых отложений. Нефтепромышленная химия. Москва: Интерконтракт Наука, 2009. 475 с.
5. Заявка №2022134462 Лабораторный испытательный стенд для воспроизведения эксплуатационных условий внутри погруженной в нефтяную скважину колонны насосно-компрессорных труб при испытаниях различных методов противодействия коррозии и седиментации/ Максимук А.В., Юдин П.Е., Веревкин А.Г., Желдак М.В., Богатов М.В., Берков Д.В., Крысина Д.А., Вязгин Д.С., Иванов А.В.

# СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА Zn-1%Fe-5%Mg ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия  
[elmira.abdr2019@mail.ru](mailto:elmira.abdr2019@mail.ru)

В настоящее время широко распространено изучение коррозии металлов, как процесса растворения биodeградируемых имплантатов в организме человека. Новые подходы в медицине предполагают переход от постоянных имплантатов к временным. В частности, костные пластины и сердечно-сосудистые стенты, которые естественным образом деградируют после выполнения своей поддерживающей функции в организме, и далее не нуждаются в хирургическом удалении. Биodeградируемые металлические материалы являются наиболее подходящими для замещения костной ткани. К их самым большим преимуществам можно отнести возможность регулировки механических свойств [1].

В данной работе представлены результаты исследования влияния степени деформации на микроструктуру, механические и коррозионные свойства цинкового сплава Zn-Fe-Mg. Деформация проводилась методом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) при температуре 20 °С, давлении 6ГПа с числом оборотов от 1 до 10.

Химический состав полученного материала определяли на рентгеновском флуоресцентном спектрометре Thermo Scientific ARL Optim'X, Статические испытания проводили на электромеханической измерительной системе Instron 5982. Изучение микротвердости проводили твердомере EMCO Test Dura 2010 согласно ГОСТ 2999–59 при нагрузке 0,1 кг, микроструктурные исследования - на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6490LV.

Применение ИПДК приводит к измельчению зеренной структуры, а следовательно, изменению механических свойств и коррозионного поведения. Значения микротвердости исходного образца выросли в 5,9 раз по сравнению с чистым цинком. Большие степени деформации также способствуют увеличению микротвердости, однако не так интенсивно. После деформации образцы становятся хрупкими.

У исходного образца скорость коррозии составила 0,08 мм/год, у крученого – 0,09 мм/год. Потеря массы происходит быстрее у образца после ИПДК.

*Исследования выполнены за счет средств гранта в области науки из бюджета Республики Башкортостан для государственной поддержки молодых ученых (НОЦ-ГМУ-2022, Соглашение № 1 от 13.12.2022). Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО УУНиТ.*

## Список литературы

1. Z. Orságová Králová, R. Gorejová, R. Oriňaková, M. Petráková, A. Oriňak, M. Kupková, M. Hrubovčáková, T. Sopčák, M. Baláž, I. Maskal'ová, A. Kovalčíková, K. Koval', Biodegradable zinc-iron alloys: Complex study of corrosion behavior, mechanical properties and hemocompatibility, Progress in Natural Science: Materials International, Volume 31, Issue 2, 2021, Pages 279-287, ISSN 1002-0071, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pnsc.2021.01.002>.

# ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Zn-1Li-2Mg, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

Поленок М.В.<sup>1,2</sup>, Хафизова Э.Д.<sup>1,2</sup>, Ситдииков В.Д.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа, Россия

<sup>2</sup>Уфимский университет науки и технологий,

Уфа, Россия

[renaweiwei.179@mail.ru](mailto:renaweiwei.179@mail.ru)

На сегодняшний день цинк и его сплавы демонстрируют высокий потенциал для промышленного применения в медицине благодаря своей высокой биосовместимости и коррозионной стойкости [1]. Для дальнейшего улучшения физико-механических свойств цинка и расширения области его применения необходимо применять процессы легирования цинка некоторыми биорастворимыми элементами и использовать различные схемы и режимы термомеханической обработки. Одной из перспективных систем цинковых сплавов является система Zn-Li-Mg, которая с одной стороны, демонстрирует повышение прочности и пластичности путем старения, а с другой, имеет показатели коррозионной стойкости и биосовместимости, близкие к чистому цинку [2]. Несмотря на относительно высокую прочность данного сплава, все еще ведется поиск новых режимов и схем термомеханической обработки, направленных на дальнейшее улучшение его прочностных свойств. Одним из перспективных направлений механической обработки металлов и сплавов является метод интенсивной пластической деформации (ИПД), который позволяет повысить механические свойства материалов за счет измельчения структуры и формирования в них ультрамелкозернистых (УМЗ) состояний.

В данной работе в результате применения метода ИПД кручения к сплаву Zn-1Li-2Mg впервые были получены высокопрочные состояния ( $\sigma_B = 409$  МПа, пластичность 47%). Анализ микроструктуры показал, что основными причинами повышения прочности и пластичности УМЗ сплава является дисперсионное, зернограничное и гетеродеформационное упрочнение, включающий дислокационный тип упрочнения.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00667, <https://rscf.ru/project/23-29-00667>.*

## Список литературы

1. Yang H., Jia B., Zhang Z., Qu X., Li G., Lin W., Zhu D., Dai K., Zheng Yu. Alloying design of biodegradable zinc as promising bone implants for load-bearing applications // Nature Communications. – 2020. – V. 11. – № 1. – Article number 401.
2. Li Zh., Shi Zh.-Zh., Hao Y., Li H.-F., Liu X.-F., Volinsky A.A., Zhang H.-J., Wang L.-N. High-performance hot-warm rolled Zn-0.8Li alloy with nano-sized metastable precipitates and sub-micron grains for biodegradable stents // Journal of Materials Science and Technology. – 2019. – V. 35. – № 11. – P. 2618–2624.

## СРАВНЕНИЕ СВОЙСТВ НОРМАЛЬНОГО И СКЛЕРОЗИРОВАННОГО ДЕНТИНА ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА

Меженов М.Е.<sup>1</sup>, Зайцев Д.В.<sup>1</sup>, Панфилов П.Е.<sup>1</sup>, Григорьев С.С.<sup>2</sup>,  
Киселева Д.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Уральский государственный горный университет, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup> Уральский Государственный Медицинский Университет, Екатеринбург, Россия

<sup>3</sup> Институт геологии и геохимии им. академика А.Н. Заварицкого УрО РАН,  
Екатеринбург, Россия  
[zaytsev@m.ursmu.ru](mailto:zaytsev@m.ursmu.ru)

Число обращений граждан за стоматологической помощью с возрастом заметно увеличивается. Это частично связано с деградацией прочностных свойств твердых тканей зубов (дентин и эмаль) вызванных, возрастными изменениями. Возрастные изменения дентина зубов человека, подобны изменениям дентина при аутоиммунных заболеваниях и проявляется в склерозировании/закрытии дентинных каналов. Целью данной работы является всесторонняя оценка микроструктуры и элементного состава дентина человека пожилого возраста (60-74 лет) в сравнении с дентином человека молодого (18-44 лет) и среднего возраста (45-59 лет) и оценка изменения микротвердости дентина при склерозировании дентинных каналов. Микроструктуру дентина аттестовывали на оптическом и сканирующем электронном микроскопе. Содержание микроэлементов в образцах определялось методом масс-спектрометрии с индуктивно-связанной плазмой. Прочностные свойства оценивали методом микроиндентирования по Виккерсу. Показано, что в вершине зуба (нижняя часть корня), у пациентов пожилого возраста дентин становится прозрачным. При этом эти изменения микроструктуры дентина, видны не вооруженным взглядом. В области прозрачного дентина наблюдается закрытие дентинных каналов – склерозирование. Склерозирование каналов в дентине происходит постепенно, можно видеть, как частичное закрытие, так и полное закрытие дентинного канала. Изменения микроструктуры дентина начинаются с вершины зуба и распространяются от корневого канала в сторону внешней границы корня зуба. Со временем, подобные изменения могут затронуть и коронковую часть зуба. Показано, что существенных различий в химическом составе дентина в этих возрастных группах обнаружено не было. Наблюдается небольшое увеличение микротвердости у склерозированного дентина по сравнению с нормальным дентином. Поскольку прочностные свойства дентина не изменяются катастрофически, то склерозированный дентин не нужно извлекать из зуба, и он может использоваться, как основа для установки на него реставрации. Принимая во внимание, что твердость дентина зубов у пожилых пациентов немного выше, чем у молодой и средней группы, нужно использовать реставрационные материалы с более высокой твердостью.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №22-29-00268.*

## ГОРЯЧАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КОМПОЗИТА Cu–Ti–C–B В СТАЛЬНОЙ ОБОЛОЧКЕ

Пугачева Н.Б., Крючков Д.И., Быкова Т.М.

*Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН,  
г. Екатеринбург, Россия,  
[kru4koff@bk.ru](mailto:kru4koff@bk.ru)*

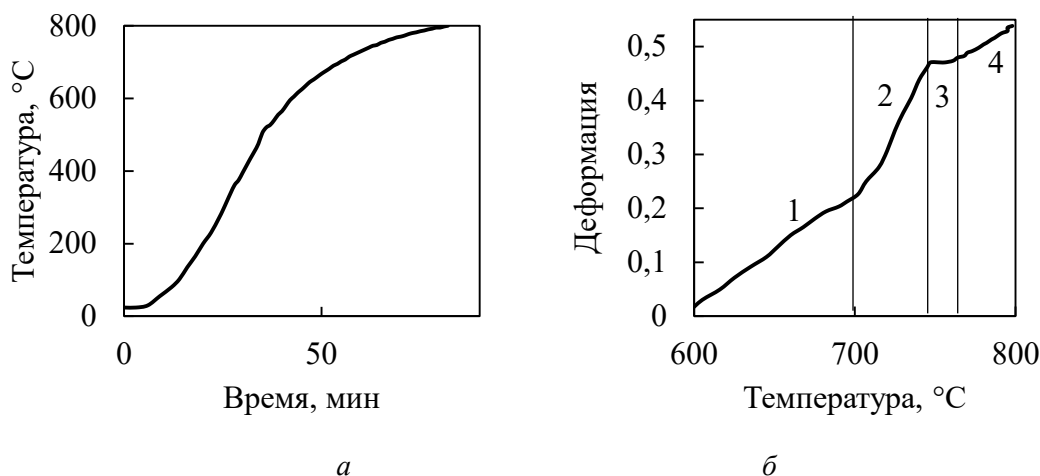
Композиционные материалы, изготовленные методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) системы Cu–Ti–C–B предназначены для изделий электротехнического назначения, эксплуатируемых в условиях абразивного изнашивания [1-3]. Для придания изделию заданной формы необходимо разработать режим деформационно-термической обработки. Ранее было показана перспективность применения всестороннейковки при повышенных температурах алюмоматричных композитов [4]. Для того, чтобы иметь возможность без разрушения деформировать малопластичные материалы, к которым относятся СВС-композиты системы Cu–Ti–C–B, необходимо создать благоприятное напряженное состояние [5]. Условия мягкого напряженного состояния при испытании возможно создать за счет деформирования образца в оболочке, материал которой имеет значительно отличающийся температурный коэффициент линейного расширения.

Целью работы было определение деформационного поведения при испытании на сжатие образца из композита Cu–Ti–C–B в стальной оболочке и анализ изменений его структуры во время пластической деформации.

Образец из композита Cu–Ti–C–B размерами 5x5x5 мм помещался в оболочку, изготовленную из среднеуглеродистой стали марки 45 диаметром 20 мм. Испытания проводили на испытательной сервогидравлической установке INSTRON 8801 с нагревательной печью в комплекте. При испытании образец помещался в холодную печь, нагружался постоянной нагрузкой, создающей давление 150 МПа в начальный момент, и нагревался до температуры 800 °С в течение 80 минут (Рисунок 1а). Деформация образца начинается при температуре 600 °С (Рисунок 1б). На температурной зависимости деформации композита было выделено 4 участка, отличающихся скоростью деформации. На участке 700-750 °С скорость деформации увеличивается примерно в 2 раза по сравнению с начальным участком 1. На участке 3, при температуре около 750 °С наблюдался небольшой интервал шириной примерно 15 °С, в котором образец не деформируется. При более высоких температурах на участке 4 скорость деформации такая же, как на участке 2. Суммарная деформация составила 0,53.

Пластическая деформация композита Cu–Ti–C–B в стальной оболочке начинается после образования в медной матрице значительного количества рекристаллизованных зерен, свободных от дислокаций. Начало пластической деформации фиксируется при 600 °С, где преобладает динамический возврат, проявляющийся в формировании субкристаллической структуры. При температурах, превышающих 700 °С (участок 2 на рис. 1 б), активизируются диффузионные процессы, движение и взаимодействие дислокаций в медной матрице композита облегчается, рекристаллизационные процессы развиваются, и пластическая деформация композита происходит быстрее. Замедление деформации при температурах от 750 до 765°С может быть обусловлено эффектом фазовых превращений в стальной оболочке. При дальнейшем повышении температуры в медной матрице композита преобладают процессы дина-

мической рекристаллизации, пластическая деформация композита возобновляется с той же скоростью, что и в участке 1.



**Рис. 1.** режим нагрева образца (а) и температурная зависимость степени деформации (б)

Анализ структуры СВС-композита Cu–Ti–C–В показал, что, несмотря на довольно большое количество упрочняющих фаз (TiC, TiB<sub>2</sub> и Cu<sub>4</sub>Ti) в медной матрице и высокую твердость (60 HRC), возможна пластическая деформация без разрушения. Установлено, что пластическая деформация композита обеспечивается образованием в медной матрице достаточного количества рекристаллизованной структуры с преобладанием малоугловых границ. Это достигается деформацией композита в условиях одноосного сжатия при давлении 150 МПа и температуре в диапазоне от 765 до 800°C. Определяющим условием пластической деформации композита без поверхностного растрескивания является равномерное сжатие в благоприятном напряженном состоянии, обеспечиваемое оболочкой.

*Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 22 – 29 – 00188 «Разработка научных и технологических основ формирования монолитных СВС-композитов системы Cu-Ti-C-B с заданными функциональными свойствами» (<https://rscf.ru/project/22-29-00188/>).*

1. O.N.T. Yoang, V.N. Yoang, J.S. Rim, D.V. Dudina, Structural Investigation of TiC-Cu Nanosompositrs Prehared de Dall Milling and Spark Plasma Sintering // Metals. 2017. Vol. 7. 123.
2. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Быкова Т.М., Сенаева Е.И. Влияние химического состава матрицы на структуру и свойства монолитных СВС-композитов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2021. Т. 23. № 3. С. 124–138.
3. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Быкова Т.М., Сенаева Е.И. Структура и свойства СВС-композита системы Cu-Ti-C-B // Физика металлов и металловедение. 2022. Т. 123. № 1. С. 47–54.
4. Крючков Д.И., Нестеренко А.В., Смирнов С.В., Пугачева Н.Б., Вичужанин Д.И., Быкова Т.М. Влияние всестороннейковки в условиях кратковременной ползучести на структуру и механические свойства алюмоматричного композита Al7075/10SiCp // Физика металлов и металловедение. 2021. Т. 122. № 10. С. 1054–1064.
5. Bai, Y.; Wierzbicki, T. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. // International Journal of Plasticity. 2008. Vol. 24. pp. 1071–1096.



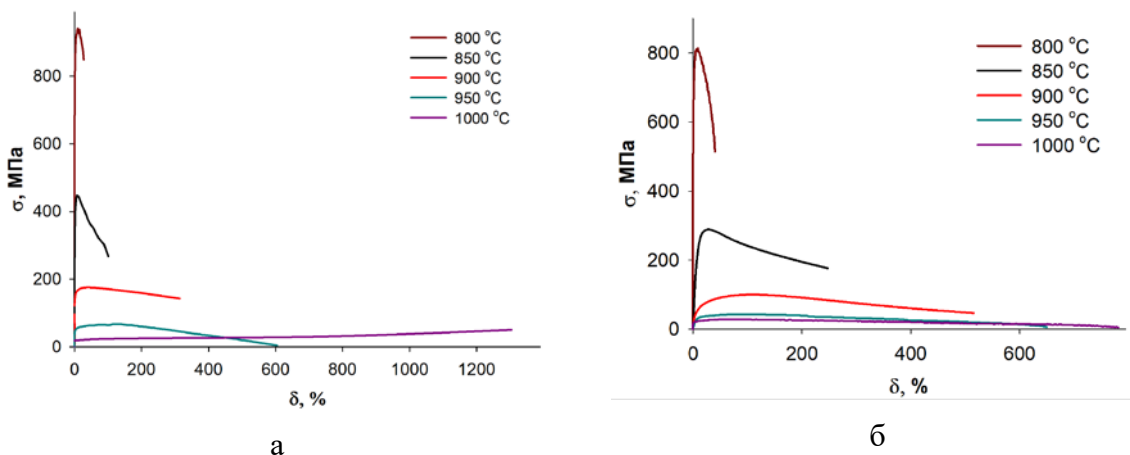
# СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО ПОРОШКОВОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП741НП С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Галиева Э.В., Валитов В.А., Классман Е.Ю., Ганеев А.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа, Россия*  
[Galieva\\_elvina\\_v@mail.ru](mailto:Galieva_elvina_v@mail.ru)

В отношении современных, в частности, порошковых жаропрочных никелевых сплавов к настоящему времени имеются нерешенные важные фундаментальные задачи. Прежде всего, необходимо разработать рациональные методы изготовления сверхпластичных полуфабрикатов из труднодеформируемых порошковых никелевых сплавов.

В работе показано, что разработанный и запатентованный учеными ИПСМ РАН методологический подход, сущность которого заключается в проведении деформационно-термической обработки с постадийным снижением температуры деформации, оказался эффективным для порошкового сплава ЭП741НП. В результате такой обработки удалось получить в заготовках однородную мелкозернистую структуру дуплексного типа. Кроме того, за счет проведения низкотемпературной деформационно-термической обработки дополнительно измельчить микродуплексную структуру до ультрамелкозернистого состояния с размером зерен и фаз менее 1 мкм. Сплав с такой структурой демонстрирует сверхпластические характеристики (Рис.1).



**Рис. 1.** Зависимости напряжения от степени деформации после испытаний на растяжение образцов из сплава ЭП741НП: *а* –  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , *б* –  $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ .

Установлено, что эффект низкотемпературной сверхпластичности в сплаве ЭП741НП с ультрамелкозернистой структурой проявляется в интервале температур 900-1000°C и скоростей деформации  $5 \cdot 10^{-4}$ - $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Относительное удлинение в исследуемом интервале температур и скоростей деформации составляет 280-1320%.

*Работа выполнена в рамках Гранта РБ для государственной поддержки научных исследований молодых ученых.*

# ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ КРУПНОЗЕРНИСТЫХ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНЫМ ТИПОМ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ

Клевцов Г.В.<sup>1</sup>, Валиев Р.З.<sup>2</sup>, Клевцова Н.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,*  
[Klevtsov11948@mail.ru](mailto:Klevtsov11948@mail.ru)

[rzvaliev@yahoo.com](mailto:rzvaliev@yahoo.com)

Оценка локального напряженного состояния материала имеет принципиальное значение, например, при испытании материалов на статическую трещиностойкость ( $K_{1C}$ ) в условиях плоской деформации (ПД) [1]. Это в полной мере относится как к крупнозернистым (КЗ) материалам, так и к новому классу конструкционных материалов – ультрамелкозернистым (УМЗ) материалам [2]. Не менее важна оценка локального напряженного состояния материала при диагностике причин аварийного разрушения конструкций и деталей машин, когда необходимо соблюдение подобия по локальному напряженному состоянию материала в разрушенной детали и имитирующем образце. В этом плане важно установить связь локального напряженного состояния материала с механизмом разрушения.

Целью настоящей работы является обоснование использования единого критерия оценки локального напряженного состояния материала у вершины трещины при различных видах нагружения (статическом, ударном, циклическом), а также установление закономерностей влияния локального напряженного состояния на механизм разрушения материалов при однократных видах нагружения.

В качестве исследуемых материалов был использован широкий класс материалов с ОЦК, ГЦК и ГПУ решеткой в КЗ и УМЗ состоянии, полученном путем ИПД. Испытание образцов проводили при статическом, ударном и циклическом нагружении. Согласно положению механики разрушения, наиболее объективную информацию о локальном напряженном состоянии материала в момент разрушения дает анализ размеров и формы пластических зон, образующихся у вершины трещины [3]. Поэтому для оценки локального напряженного состояния материалов, помимо критериев, указанных в ГОСТ 25.506-85, использовали критерий  $h_{max}/t$ , где  $h_{max}$  – максимальная глубина пластической зоны под поверхностью изломов,  $t$  – толщина образца или детали [4, 5]. Для определения глубины пластических зон под поверхностью изломов использовали рентгеновский метод [5]. Съемку изломов проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2.0 в Fe и Cu K $\alpha$  излучении. Микрорельеф поверхности изломов исследовали в растровых электронных микроскопах Sigma фирмы «ZEISS» и JSM-U3.

Разрушение материалов с ОЦК и ГЦК решеткой в условиях ПД ( $h_{max}/t < 10^{-2}$ ) происходит по механизмам скола, квазискола или межзеренного хрупкого разрушения. Изломы УМЗ титана Grade4 и титановых сплавов ВТ6, ВТ8М-1 (ГПУ решетка) в условиях ПД имеют схожий микрорельеф, состоящий из хаотично расположенных гребней и неглубоких впадин различных размеров. В переходной области (ПД ↔ ПН) получить изломы исследуемых сталей с ОЦК решеткой не представляется возможным. Материалы с ГЦК решеткой, а также алюминиевые сплавы в переходной области разрушились по смешанному механизму. Микрорельеф изломов титана и титановых сплавов ВТ6 аналогичен микрорельефу, полученному при

разрушении в условиях плоской деформации. В условиях ПН ( $h_{\max}/t > 10^{-1}$ ) все материалы, независимо от типа кристаллической решетки, состояния и видов однократного нагружения, разрушились вязко с образованием ямочного микрорельефа.

### Выводы

1. Для оценки локального напряженного состояния у вершины трещины в КЗ и в УМЗ материалах при статическом, ударном и циклическом видах нагружения может быть использован единый критерий  $h_{\max}/t$ : при ПД  $h_{\max}/t < 10^{-2}$ , при ПН  $h_{\max}/t > 10^{-1}$ , в переходной области (ПД↔ПН)  $10^{-2} \leq h_{\max}/t \leq 10^{-1}$ .

2. При определении условий ПД с использованием критерия по ГОСТ 25.506-85 необходимо учитывать тип кристаллической решетки. При однократных видах нагружения для материалов с ОЦК решеткой условие ПД выполняется при  $t/(K_{1C}/\sigma_{0.2})^2 \geq 5$ ; для материалов с ГЦК и ГПУ решеткой – при  $t/(K_{1C}/\sigma_{0.2})^2 \geq 10$ . При циклическом нагружении условие ПД выполняется при  $t/(K_{\max}/\sigma_{0.2})^2 \geq 3$ , независимо от типа кристаллической решетки материала.

3. Для однократных видов нагружения не всегда представляется возможным установить однозначную связь между механизмом разрушения материалов с ОЦК, ГЦК и ГПУ решеткой и локальным напряженным состоянием материала у вершины трещины.

Однако установлены некоторые частные закономерности:

- разрушение материалов, независимо от типа кристаллической решетки, по механизму скола, квазискола или межзеренного хрупкого разрушения свидетельствует о реализации условия плоской деформации (ПД);

- в переходной области (ПД↔ПН) большинство материалов с ГЦК решеткой разрушаются по смешанному механизму;

- в условиях плоского напряженного (ПН) состояния все материалы, независимо от типа кристаллической решетки, разрушаются вязко с образованием ямочного микрорельефа.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (междисциплинарный проект № 20-69-47059 и частично проект № 20-63-47027).*

### Список литературы

1. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Издательство стандартов, 1985.- 62 с.
2. Ruslan Z. Valiev, Alexander P. Zhilyaev, Terence G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. - TMS, WILEY (2014), 440 p.
3. Броек Д. Основы механики разрушения. Пер. с англ. М.: Высшая школа, 1980.- 368 с.
4. G.V. Klevtsov, R.Z. Valiev, N.A. Klevtsova, A.M. Glezer, I.N. Pigaleva. Local State of Stress of the Material at the Crack Tip for Various Types of Loading. Russian Metallurgy (Metally), 2021, No. 10, pp. 1177-1182.
5. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. - М.: МИСиС, 2007. - 264 с.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАСЧЕТ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕДИЦИНСКОГО ВИНТА ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗА ИЗ МАГНИЕВОГО СПЛАВА

Батова А.А.<sup>1</sup>, Фролова О.А.<sup>2</sup>, Клевцов Г.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
[anna.batova@vaz.ru](mailto:anna.batova@vaz.ru)

<sup>2</sup>Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия,  
[ofa06@mail.ru](mailto:ofa06@mail.ru)

В современной челюстно-лицевой хирургии для лечения переломов кости пациентов широко используют металлические фиксаторы. Как правило, конструкции различных металлических фиксаторов при остеосинтезе состоят из пластин и винтов, предназначенных для фиксации отломков [1]. Основными материалами для изготовления таких конструкций являются титан и магниевые сплавы.

Объектом исследования в данной работе является винт из магниевого сплава Mg1Zn0.2Ca в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии, полученном методом интенсивной пластической деформации [2]. Расчет и анализ напряженно-деформированного состояния винта из УМЗ магниевого сплава при кручении были проведены в программе ANSYS, основанной на методе конечных элементов и позволяющей определять распределение эквивалентных напряжений в изделии. Модуль упругости УМЗ магниевого сплава был принят 42 ГПа, предел текучести 256 МПа.

Моделирование эквивалентных напряжений в винтах, закрепляющих пластины к кости, позволило выявить наличие значительных напряжений в области между головкой и резьбовой частью (рис. 1), способных привести к срезу винтов.

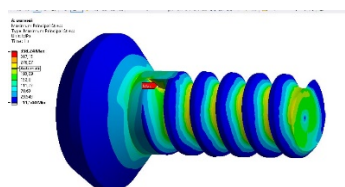


Рис. 1. Распределение эквивалентных напряжений в винте из УМЗ магниевого сплава

## Заключение

Моделирование эквивалентных напряжений в медицинских винтах позволило выявить наличие значительных напряжений в области между головкой и резьбой, способных привести к срезу шурупов, например, в процессе откручивания сросшихся с костью винтов или в процессе растяжения пластин.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (междисциплинарный проект № 20-69-47059).*

1. А.А. Воробьев, Е.В. Фомичев, Д.В. Михальченко, К.А. Саргсян. Современные методы остеосинтеза нижней челюсти (аналитический обзор) // Вестник ВолгГМУ. Выпуск 2 (62). – 2017. – С. 8–14.
2. R.Z.Valiev, A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons (2014), 440 p.

# THE GRAIN SIZE EFFECT ON NECKING INSTABILITY REVISITED FROM KOCKS-MECKING-ESTRIN PHENOMENOLOGY FOR NICKEL POLYCRYSTALS

Yasnikov I.S.<sup>1</sup>, Vinogradov A.Yu.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Research Institute of Advanced Technologies, Togliatti State University,  
Togliatti, Russia*

<sup>2</sup>*Magnesium Research Centre, Kumamoto University,  
Kumamoto 860-8555, Japan  
[yasnikov@phystech.edu](mailto:yasnikov@phystech.edu)*

In this work, we revisited the classical formulation of the strain hardening behaviour from a perspective of the analytically tractable modelling framework inspired by the widely accepted phenomenological single-variable Kocks-Mecking-Estrin approach:

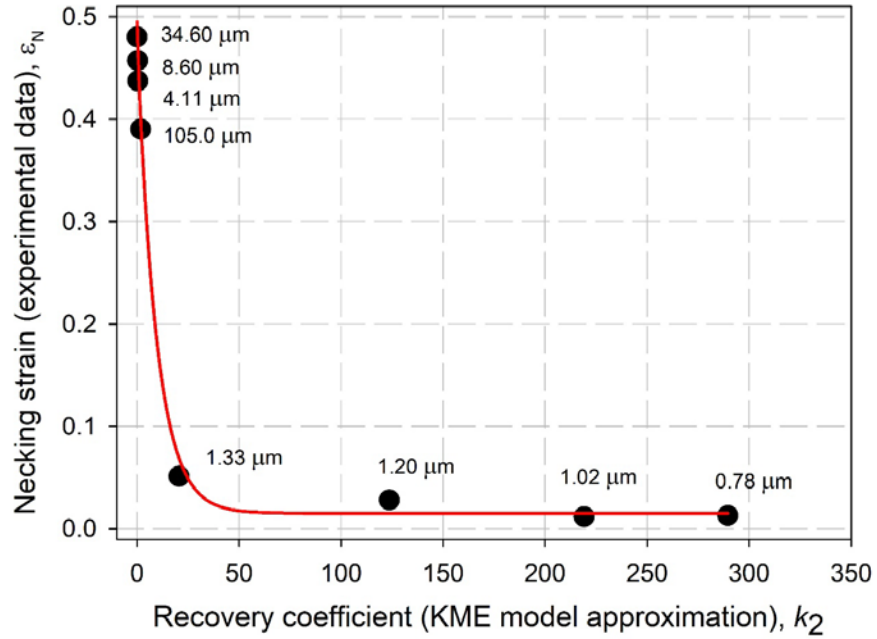
$$\frac{d\rho}{d\gamma} = \frac{k_0}{bD_m} + \frac{k_1}{b}\sqrt{\rho} - k_2\rho$$

where  $\rho$  – dislocation density;  $\gamma$  – plastic shear strain;  $k_0$  and  $k_1$  – the phenomenological coefficients which govern the rate of dislocation storage when the dislocation travel is geometrically limited by grain boundaries (with average grain size  $D_m$ ) and by the interaction with immobile (forest) dislocations respectively. The term  $k_2\rho$  represents the average rate of dislocation recovery governed by the second-order dislocation annihilation kinetics and controlled by the factor  $k_2$ . Thus, we extended the model versatility towards predicting necking instability and the grain size dependence of the flow stress [1].

With a total dislocation density serving as a principal variable governing strain hardening during constant strain rate tensile tests, we have been able to demonstrate a very good predictive capability of the proposed analytical solutions. Besides the simplicity of the single-variable formulations, which we consider as an advantage over multivariate approaches, the robustness and predictive capability of the obtained analytical solution suggest that it can be used for further modelling where the emphasis should be placed on the microstructurally-informed and thermodynamic modelling of the entering phenomenological coefficients to gain a better understanding of their mutual role in the complexity of the strain hardening process.

The inverse relationship between coefficient of dislocation recovery in the Kocks-Mecking-Estrin phenomenology and necking strain for polycrystalline nickel with grain sizes varied from sub-micrometres to hundred micrometres generally well in conformity with the results reported earlier for pure copper [2], iron [3] and 316L steel [4]. The present results bring more evidence in the pivotal significance of the dynamic recovery processes in the key mechanical properties – strength and ductility. One can notice that the observed relation showing remarkably different behaviours of metals in fine-grain (partially annealed from the UFG state after ECAP) and coarse-grain (annealed) regimes.

The pivotal significance of the dynamic recovery in the occurrence of the necking form of plastic instability has been reanalysed and underlined on the example of polycrystalline nickel with different grain sizes (figure 1). Although the examples of successful application of the model shown above refer to nickel, their adaptation to other fcc, bcc or hcp metals is rather straightforward.



**Fig. 1.** Dependence of the experimentally measured uniform elongation up to the onset of necking on the coefficient of dislocation recovery in the Kocks-Mecking-Estrin model.

### Acknowledgments

*One of us (I.Y.) is gratefully appreciated the Russian Science Foundation through the grant-in-aid No. 22-29-00143 for the financial support.*

### References

1. I.S. Yasnikov, Y. Kaneko, M. Uchida, A. Vinogradov The grain size effect on strain hardening and necking instability revisited from the dislocation density evolution approach // *Materials Science & Engineering A* **831** (2022) 142330.
2. A. Vinogradov Mechanical properties of ultrafine-grained metals: new challenges and perspectives // *Advanced Engineering Materials* **17(12)** (2015) 1710-1722.
3. I.S. Yasnikov, A. Vinogradov, Y. Estrin Revisiting the Considère criterion from the viewpoint of dislocation theory fundamentals // *Scripta Materialia* **76** (2014) 37-40.
4. I.S. Yasnikov, Y. Estrin, A. Vinogradov // What governs ductility of ultrafine-grained metals? A microstructure based approach to necking instability // *Acta Materialia* **141** (2017) 18-28.

## ХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ МАГНИЕВЫХ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВОВ

Мягких П.Н., Бегун М.Э., Мерсон Д.Л.

*Тольяттинский Государственный Университет,  
Тольятти, Россия*  
[feanorhao@gmail.com](mailto:feanorhao@gmail.com)

Биорезорбируемые магниевые сплавы являются перспективным материалом для различных медицинских приложений, в частности для создания саморастворяющихся временных имплантатов, таких как винты для остеосинтеза и пластины для челюстно-лицевой хирургии. Медицинским магниевым сплавам посвящено немало фундаментальных научных работ, однако, многие практико-ориентированные и технологические факторы остаются мало изученными. Например, довольно мало исследовано влияние химической обработки поверхности сплава на его свойства. В то же время сведения о влиянии этого вида обработки, полученные при изучении влияния других факторов, например, покрытий, указывают на то, что, применяя такие виды химической обработки, как травление, можно существенно изменить свойства материала. В работе [1] было выявлено, что травление шлифованных образцов сплава AZ31 в растворе азотной кислоты существенно снижает скорость коррозии. Более того, если на поверхность после обработки наносится покрытие из поликапролактона, разница между образцами, на которые покрытие наносили после шлифовки и после травления, становится еще больше: скорость коррозии травленных образцов с покрытием в 3 раза меньше, чем шлифованных с покрытием. В той же работе указано, что травление поверхности позволяет улучшить адгезию покрытия в 6 раз. В обзорной работе [2] приведены другие многочисленные свидетельства улучшения свойств посредством травления материала – в первую очередь это достигается за счет снижения шероховатости. Также в обзоре предложены другие виды химической обработки, например, фторирование. Фторирование – обработка при помощи газообразного фтора, фторидов или плавиковой кислоты. В случае магния плавиковая кислота растворяет включения вторичных фаз и вредных примесей на поверхности, которые могут провоцировать электрохимическую коррозию, но не повреждает магниевую матрицу, поскольку на поверхности мгновенно образуется прочная и стойкая пленка фторида магния, препятствующая дальнейшей реакции. Таким образом сочетание фторирования и химического травления может быть перспективным способом снижения скорости коррозии путем очистки поверхности от частиц вредных включений и снижения шероховатости материала. В данной работе была поставлена цель исследовать возможность комбинирования этих способов для снижения шероховатости.

### **Методика**

В качестве материала был выбран сплав ZX10 в двух состояниях: литом со средним размером зерна около 500 мкм и после всесторонней изотермическойковки и осадки (ВИК+О) с размером зерна 4 мкм. Все образцы сначала фторировались в 60% HF с применением ультразвуковой ванны в течение 15 мин, а затем подвергались травлению в различных растворах кислот. Исходя из литературных данных были подобраны следующие реактивы: 1) 5 мл HNO<sub>3</sub>, 30 мл уксусной кислоты, 120 мл этанола; 2) 1 мл H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>, 100 мл этанол; 3) 2,5 мл H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>, 2,5 мл HNO<sub>3</sub>, 95 мл этанол. Шероховатость измеряли про помощи интерферометра-профилометра Zygo New View 7100. Исходная Ra равнялась 0,25 ± 0,05 мкм.

## Результаты

Результаты изменения шероховатости при травлении представлены на рисунке 1. Видно, что при применении реактива 1 шероховатость у литого материала линейно увеличивается с увеличением времени травления, а при применении реактива 2 шероховатость сначала возрастает, а затем сильно падает. Применение реактива 3 не оказывает существенного влияния на шероховатость. Для материала после ВИК+О наблюдается интересная тенденция: после 90 секунд травления шероховатость увеличивается вдвое для всех реактивов. При этом для реактива 1 характерно сначала резкое увеличение шероховатости, а затем ее падение, а для реактивов 2 и 3 шероховатость повышается в первые 30 секунд и далее не меняется.

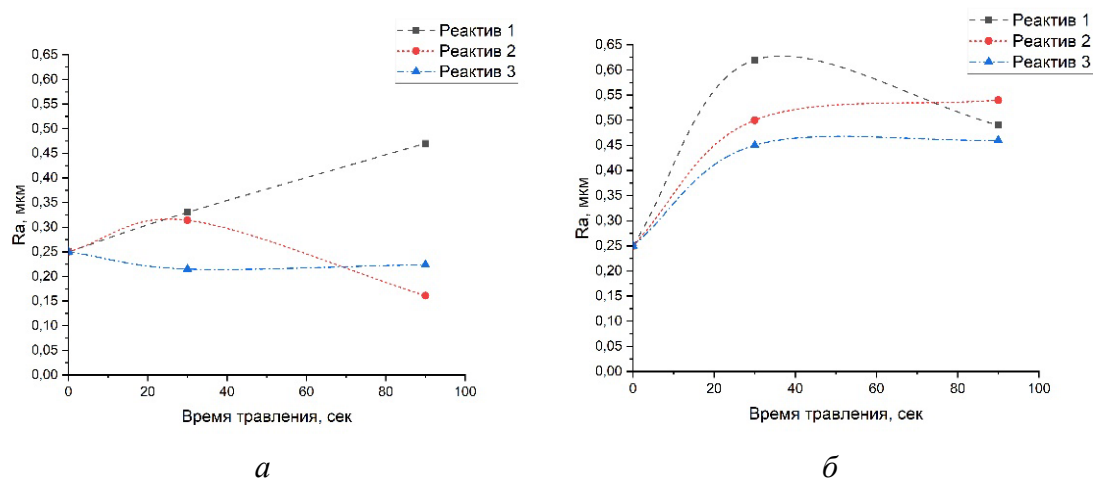


Рис. 1. Шероховатость образцов из литого сплава (а) и сплава после ВИК+О (б)

## Выводы

Для сплава в литом состоянии наилучший эффект показало травление в течение 90 секунд в реактиве 2. Для сплава после ВИК+О метод снижения шероховатости при помощи травления в указанных реактивах после фторирования неэффективен.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект 23-19-00636)

## Список литературы

1. Hanas T., Sampath Kumar T. S., Perumal G., Doble M. *Tailoring degradation of AZ31 alloy by surface pre-treatment and electrospun PCL fibrous coating* // Mater. Sci. Eng. C. 2016. V. 65. P. 43–50. DOI: 10.1016/j.msec.2016.04.017
2. Myagkikh P. N., Merson E. D., Poluyanov V. A., Begun M. E., Merson D.L., *Polymeric coatings and features of the preliminary surface treatment of biodegradable magnesium alloys: A review* // Materials. Technologies. Design. 2023. V. 5, № 1. P. 71–82. DOI: 10.54708/26587572.



## СВЯЗЬ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПОДВИЖНОСТИ И РАЗМЕРОВ КРИСТАЛЛИТОВ ДЕФОРМАЦИОННЫХ НАНОСТРУКТУР d-МЕТАЛЛОВ

<sup>1</sup>Пилюгин В.П., <sup>1</sup>Воронова Л.М., <sup>1</sup>Дегтярёв М.В., <sup>1</sup>Мелкозёров Д.И.,  
<sup>1</sup>Пацелов А.М., <sup>1</sup>Постовалова К.А., <sup>2</sup>Соловьёва Ю.В., <sup>1</sup>Сосян Д.А.,  
<sup>1</sup>Толмачёв Т.П., <sup>1</sup>Чашухина Т.И.

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН,  
Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия

[pilyugin@imp.uran.ru](mailto:pilyugin@imp.uran.ru)

На основе обширных экспериментальных данных по деформационной фрагментации ряда переходных *d*-металлов, приводящей к формированию субмикро- и нанокристаллической (СМК и НК) структуры, выполнено обобщение связи между дислокационной подвижностью и путями фрагментации, формой и размером кристаллитов.

Объектами исследования выбрали металлы с различным типом кристаллической решётки, числом систем скольжения, значениями энергии связи, энергии дефектов упаковки, температуры плавления. Изучены структурные изменения металлов и измерены значения их деформационного упрочнения. Достижение наибольших деформаций, приводящих к образованию СМК и НК структуры, осуществляется различными методами с мягкой схемой деформирования. В их числе РКУП, гидроэкструзия, метод сдвига под давлением (кручение под высоким давлением - КВД). Рассмотрены возможности этих методов и проведено их сравнение. Предельное деформационное измельчение структуры металлов определяется различными, чаще всего техническими, причинами: недостаточное квазигидростатическое давление, допускающее разрушение после достижения некоторой деформации, чрезмерное утонение образца и др.

Анализ вида структур предельно деформированных металлов позволил выявить пути формирования и тип конечной НК структуры, которые определяются дислокационной подвижностью металла, зависящей, в свою очередь, от множества параметров. В их числе фундаментальные физические параметры металлов и их комбинации, в том числе упругие модули ( $G$ ,  $B$ ), гомологическая температура ( $\theta = T_{\text{деф.}} / T_{\text{пл.}}$ ), ЭДУ ( $\gamma$ ), вид и энергия связи атомов.

ЭДУ определяет механизм деформации и тип формирующейся микроструктуры. Поэтому в металлах с низкой ЭДУ (ГПУ-металлы) в формировании НК структуры большой вклад вносит деформационное двойникование и локализация деформации в полосах. В металлах с высокими значениями ЭДУ фрагментация до конечных наноструктур идёт через образование дислокационных ячеистых структур и их совершенствование.

Максимальное деформационное упрочнение металлов и сплавов по данным микротвёрдости в 3,5 раза превосходит исходное. Это достигается на всех исследованных нами объектах кроме вольфрама. По данным микротвёрдости он упрочняется не более чем в 2 раза. Это связано с проявлением механизма релаксации напряжений в хрупком металле через образование микротрещин и частичным их исчезновением (залечиванием) при деформации под давлением. Данное явление имеет место быть даже при баротермических обработках вольфрама выше точки его хладнолом-

кости ( $> 350^{\circ}\text{C}$ ). На других тугоплавких металлах ОЦК (Ta, Nb, Mo), ГПУ (Re), ГЦК (Ir) максимальное упрочнение соответствовало общему правилу – микротвердость выше в 3,5 раза. В докладе обсуждаются различные модели измельчения микроструктуры чистых металлов при деформации.

*Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ Российской Федерации (тема «Давление» Г.р. № 122021000032-5).*

## Именной указатель

Абдрахманова Э.Д.	136, 203	Гаврилова А.А.	83, 84
Автокротова Е.В.	64, 139, 155	Гайдар С.М.	114, 122, 132
Аглетдинов Э.А.	52, 53	Галиева Э.В.	146, 208
Акимов Е.Г.	51	Ганеев А.А.	208
Алексеев А.А.	68	Гервасьева И.В.	87
Амосов А.П.	25	Гладковский С.В.	66
Аникеев С.Г.	159	<span style="border: 1px solid black; padding: 2px;">Глезер А.М.</span>	71
Афонин Г.В.	101, 102	Глухов П.А.	97, 99
Ахметшин М.А.	64	Гнусина А.М.	128
Ашитков С.И.	138	Голубев Р.А.	32
Ашмарин А.А.	152	Григорьев С.С.	205
Аюурзана П.	195	Григорьева А.В.	112
 		Грызунова Н.Н.	128
Баженов В.Е.	184	Грязнов А.С.	49
Барат В.А.	38	Гундырев В.М.	88
Барков Р.Ю.	81	Гусакова С.Ф.	31
Батова А.А.	211	Гусев К.С.	141
Бауман Д.А.	59, 193	Гусева А.В.	49
Башков О.В.	23	 	
Бегун М.Э.	213	Давыдов В.Ю.	193
Беликов С.В.	153	Давыдов Д.И.	147
Белова Г.С.	110	Данейко О.И.	182, 183
Берендеев Н.Н.	116	Девятериков Д.И.	87
Бецофен С.Я.	17	Дегтярёв М.В.	55, 216
Блинова А.В.	48	Демаков С.Л.	185
Бобров А.А.	116, 149	Денисова А.Г.	97, 99
Богатов М.В.	201	Дмитриева М.О.	173
Богдан О.П.	48	Добычина О.С.	173
Бондарева О.С.	173	Дорогов М.В.	34, 36
Боргардт Е.Д.	97, 99	 	
Борисов С.И.	114, 122	Ежов И.В.	147
Борисова Ю.И.	132	 	
Бражников И.С.	169	Жаховский В.В.	138
Брилевский А.И.	46	Жиляков А.Ю.	153, 195
Бурлаченко А.Г.	90	Жукова О.О.	143
Буякова С.П.	90	 	
Быкадоров А.Н.	152	Заводов А.В.	167
Быкова Т.М.	228	Завьялов В.А.	175, 180
 		Загитов Р.Р.	139
Валеев И.Ш.	155	Зайцев Д.В.	205
Валеева А.Х.	155	Згибнев Д.А.	83, 84
Валиев Р.З.	108, 209	Зельдович В.И.	88
Валитов В.А.	208	Землякова Н.В.	76
Валиуллин А.И.	85	Зубков Д.В.	157
Васин М.Г.	102	 	
Веселова В.Е.	66	Иванов Н.А.	62
Виноградов А.Ю.	44	Идрисова М.А.	15
Водолазский Ф.В.	185	Илларионов А.Г.	185
Волков А.Ю.	75, 83-85	Ильясов Р.Р.	155
Волкова Е.Г.	83-85	Иногамов Н.А.	138
Воронова Л.М.	55, 216	Исаева А.В.	187

Исламгалиев Р.К.	67, 135, 136	Латыпова О.Э.	139
Казаков А.А.	20	Левашов Е.А.	154
Казанцева Н.В.	147, 151, 186	Леонов А.А.	167
Кайбышев Р.О.	114, 122, 132	Ли А.В.	184
Калашников И.Е.	197	Линдеров М.Л.	46
Карамышев К.Ю.	55	Лобанов М.Л.	165
Каратеев И.А.	71	Логинов П.А.	154
Картвелишвили Т.А.	40	Ломач М.С.	31
Кацман А.В.	9, 97, 99	Лукина Е.А.	167
Кашкаров Е.Б.	141	Лутфуллин Р.Я.	145
Кашенко М.П.	94	Луц А.Р.	199
Кашенко Н.М.	94	Луцко В.Ф.	31
Киселева Д.В.	205	Майдан Д.А.	110
Кищик А.А.	86, 96	Майсурадзе М.В.	191, 195
Кищик М.С.	86	Макарихин П.А.	112
Классман Е.Ю.	145, 146, 208	Макаров А.В.	11
Клевцов Г.В.	108, 209, 211	Макаров А.С.	101-103
Клевцова Н.А.	108, 209	Макаров А.С.	171
Кобелев Н.П.	101-103	Максименко В.Н.	137, 179
Кобелева Л.И.	197	Максименко М.В.	112
Ковалевская Т.А.	183	Малехонова Н.В.	126
Колобов Ю.Р.	18, 72, 138	Манохин С.С.	72, 138
Комельков А.В.	116, 149	Маркушев М.В.	64, 139, 155
Комиссаров А.А.	184	Марченков А.Ю.	38
Коновалов М.С.	79	Матвиенко О.В.	182
Кончаков Р.А.	102	Матчин А.А.	108
Копцев М.	141	Медведев А.Е.	143
Копылов В.И.	116	Меженев М.Е.	205
Корзникова Е.А.	136	Мелкозёров Д.И.	216
Короткова Ю.Н.	161	Мерсон Д.Л.	3, 29, 42, 44, 46, 213
Костин Г.В.	163	Мерсон Е.Д.	42, 44, 51
Костина А.Е.	75	Мештпаева А.	90
Кочетов И.И.	133	Милютин В.А.	87
Коэмец О.А.	147	Мировой Ю.А.	90
Коэмец Ю.Н.	147	Митрофанов А.Л.	152
Кремлева А.В.	59	Митрофанов А.П.	106
Кретьева М.А.	171	Михайловская А.В.	81, 86
Критченков А.С.	32	Михеев Р.С.	197
Критченков И.С.	32	Мишнев Р.В.	132
Криштал М.М.	9, 27, 97, 99	Мокрушина М.И.	79
Крылова С.Е.	118, 175, 180	Мослех А.О.	189
Крымский С.В.	64, 139, 155	Мочуговский А.Г.	81
Крючков Д.И.	206	Муканов С.К.	154
Кудря А.В.	21	Муравьев В.В.	13
Кузьмина Е.А.	187	Муравьева О.В.	48
Куканков Л.С.	161	Мурашкин М.Ю.	143
Куклина А.А.	191	Мурашов А.А.	124, 126
Кулагин Н.Д.	90	Мурзаев Р.Т.	15
Куликов А.С.	92	Мурзинова М.А.	15
Курноскин И.А.	175, 180	Мухаметгалина А.А.	15
Ладыянов В.И.	79	Мягих П.Н.	42, 44, 213
Лазарев Д.В.	137, 179	Назаров А.А.	15
Ланцев Е.А.	124, 126	Назарова В.В.	191

Наумова Е.А.	70	Ситников Д.С.	138
Неласов И.В.	137, 138, 179	Ситников Н.Н.	71
Нестеров К.М.	67	Слепов Д.В.	197
Нефедов С.А.	177	Слободской А.Н.	36
Нигаматдянов М.Г.	36	Сметанина К.Е.	124, 126
Никитина М.А.	135	Смирнов А.Н.	193
Новикова О.С.	75, 83, 84	Соколовская Э.А.	21, 22
Носов Е.В.	108	Соловьева Ю.В.	216
Носова Е.А.	177	Соснин И.М.	35, 51
Нохрин А.В.	116, 124, 126, 149	Сосян Д.А.	216
Овчаренко П.Г.	79	Спиридонов В.А.	57, 59, 193
Овчаров А.В.	71	Стрижаченко И.Р.	87
Озерский А.В.	72	Сундеев Р.В.	71
Онищенко А.О.	186	Суринский К.Д.	177
Ошоров А.Д.	188	Счастливец В.М.	88
Панов Д.Ю.	57, 59, 193	Сыртанов М.С.	141
Панфилов П.Е.	205	Таров Д.В.	67
Пахолкина С.А.	159	Тен Д.В.	184
Пацелов А.М.	216	Терешкин В.В.	64, 139
Пермякова И.Е.	104	Титова Ю.В.	110
Петржик М.И.	154	Ткачев Е.С.	114, 120, 122
Пилюгин В.П.	85, 238	Толмачёв Т.П.	85, 216
Плегунова С.В.	184	Третьяков В.А.	161
Плесовских А.Ю.	180	Трушов В.А.	157
Плотников В.А.	49	Тураева З.С.	189
Подгорбунская П.О.	83, 84	Тюрьков М.Н.	108
Поленок М.В.	136, 203, 204	Урцев Н.В.	165
Половов И.Б.	153	Ушаков А.И.	61
Полунин А.В.	9, 27, 97, 99	Ушаков И.В.	37
Полунина А.О.	9, 27, 97, 99	Ушанов С.В.	38
Полуянов В.А.	42, 44	Федосеева А.Э.	169
Попкова Д.С.	153	Фесенюк М.В.	108
Постникова М.Н.	96	Фортова С.В.	138
Постовалова К.А.	216	Фрик А.А.	135
Приймак Е.Ю.	157, 187	Фролова О.А.	211
Пругов С.С.	49	Хафизова Э.Д.	136, 203, 204
Пугачева Н.Б.	206	Хмыров Р.С.	171
Пырин Д.В.	153, 195	Хоник В.А.	101-103, 171
Растегаев И.А.	29, 106	Хохлов В.А.	138
Растегаева И.И.	29	Чашухина Т.И.	55, 216
Рогачев С.О.	70, 71	Черногорова О.П.	71
Романов А.Е.	35, 57, 59, 193	Чжан С.	57
Ромашков Е.В.	118, 175	Чиркунова Н.В.	34
Рубаник В.В.	31, 32	Чувильдеев В.Н.	116
Рубаник В.В.мл.	31, 32	Шабанов М.А.	185
Сафронов И.С.	61	Шадрин Я.С.	116
Сацкий Д.Д.	165	Шайхулова А.Ф.	143
Святкин А.В.	128, 130, 163	Шалимова А.В.	71
Седов И.В.	72	Шафеев М.Р.	97, 99
Ситдииков В.Д.	204		
Ситдииков О.Ш.	64, 139, 155		

Шаяхметова Э.Р.	15	Ярков В.Ю.	165
Шерина Ю.В.	199	Ясников И.С.	29, 53
Щапов Г.В.	151	Ястребова Л.Д.	108
Юдин П.Е.	201		
Юдин Ю.В.	191		
Юмашев М.В.	40, 92		
Яковлева И.Л.	187	Knezevic M.	73
Яковцева О.А.	81, 96	Qiao J.C.	102
Якубова А.Ф.	110	Vasilev E.	73
		Vinogradov A.Yu.	212
		Yasnikov I.S.	212

## Содержание

	Стр.
Мерсон Д.Л. ДВОЙНОЙ ЮБИЛЕЙ: 50 ЛЕТ НАУЧНОЙ ШКОЛЕ ТГУ «ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕ- РИАЛОВЕДЕНИЕ», 10 ЛЕТ НИИ ПРОГРЕССИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ	3
Криштал М.М., Кацман А.В., Полунин А.В., Полунина А.О., Ивашин П.В. ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОЕ ОКСИДИРОВАНИЕ (ПЭО): ТЕОРИЯ ЦИКЛИЧНОСТИ МИКРОДУГОВЫХ РАЗРЯДОВ И СЦЕНАРИИ ВЛИЯНИЯ НАНОЧАСТИЦ НА ПЭО	9
Макаров А.В. РОЖДЕННЫЕ В РОССИИ ПРОГРЕССИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В МАТЕРИАЛО- ВЕДЕНИИ И МЕТАЛЛООБРАБОТКЕ	11
Муравьев В.В. АКУСТИЧЕСКАЯ СТРУКТУРОСКОПИЯ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ	13
Назаров А.А., Идрисова М.А., Мурзаев Р.Т., Мурзинова М.А., Мухаметгалина А.А., Шаяхметова Э.Р. УЛЬТРАЗВУКОВАЯ СВАРКА МЕТАЛЛОВ: МЕХАНИЗМЫ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ, ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ	15
Бецоффен С.Я. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И ИЗМЕРЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯ- ЖЕНИЙ В ГЕТЕРОГЕННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ И ПОКРЫТИЯХ	17
Колобов Ю.Р. ЗАКОНОМЕРНОСТИ МОДИФИКАЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯ- НИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕ- РИАЛОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ УДАРНО-ВОЛНОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	18
Казаков А.А. ТЕРМОДИНАМИКА КАК ОСНОВА СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ	20
Кудря А.В., Соколовская Э.А. ПОДХОДЫ К ПРИМЕНЕНИЮ ПРЕДИКТИВНОЙ АНАЛИТИКИ В МАТЕРИА- ЛОВЕДЕНИИ И МЕТАЛЛУРГИИ	21
Соколовская Э.А. О НЕКОТОРЫХ ВОПРОСАХ ЦИФРОВОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ	22
Башков О.В. ТЕХНОЛОГИИ ВОЛОКОННОЙ ОПТИКИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ МАТЕРИА- ЛОВЕДЕНИЯ	23
Амосов А.П. САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИЙ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ НИТРИДОВ И НИТРИ- ДОВ С КАРБИДАМИ	25
Полунина А.О., Полунин А.В., Криштал М.М. ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ В ЭЛЕКТРОЛИТ НАНОЧАСТИЦ $ZrO_2$ НА СТРУКТУРУ И АНТИКОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА МАГНИЕ- ВОМ СПЛАВЕ С LPSO-ФАЗОЙ	27
Растегаева И.И., Растегаев И.А., Ясников И.С., Мерсон Д.Л. ПОДХОДЫ К ОЦЕНКЕ ВЕРОЯТНОСТИ ОБНАРУЖЕНИЯ АКУСТИКО-ЭМИС- СИОННЫХ СИГНАЛОВ В УСЛОВИЯХ ИХ КАДРОВОЙ ЗАПИСИ ПО ПОРОГУ АМПЛИТУДНОЙ ДИСКРИМИНАЦИИ ПРИ НИЗКОМ СООТНОШЕНИИ СИГ- НАЛ/ШУМ	29
Рубаник В.В., Ломач М.С., Рубаник В.В. мл., Луцко В.Ф., Гусакова С.В. ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА РКУП С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА	31

Голубев Р.А., Критченков И.С., Критченков А.С., Рубаник В.В, Рубаник В.В. мл. СОРБЦИЯ ХРОМАТ-ИОНОВ СЛОИСТЫМИ ДВОЙНЫМИ ГИДРОКСИДАМИ	32
Чиркунова Н.В., Дорогов М.В. НАНОМАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ТИТАНА ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ЭКОЛОГИИ И ЭНЕРГЕТИКЕ	34
Соснин И.М., Романов А.Е. ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦЫ ОКСИДА ЦИНКА, СОДЕРЖАЩЕЙ ДЕФЕКТНЫЙ КОМПЛЕКС	35
Слободской А.Н., Нигаматдянов М.Г., Дорогов М.В. НАНОЧАСТИЦЫ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ В ЛИТИЕВЫХ АККУМУЛЯТОРАХ	36
Ушаков И.В. ФИЗИКА ПРОЦЕССА ЗАЛЕЧИВАНИЯ НАНОДЕФЕКТОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	37
Ушанов С.В., Барат В.А., Марченков А.Ю. ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ДИАГНОСТИКЕ РАЗНОРОДНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИ- ЕМ РАЗЛИЧНЫХ СВАРОЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ	38
Юмашев М.В., Картвелишвили Т.А. МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА КАК СРЕДСТВО ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕЧЕНИЯ ЖИДКОСТЕЙ В НАНОКАНАЛЕ С ГРАФИТОВЫМИ СТЕНКАМИ	40
Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЦИНКА В ЭКСТРУДИРОВАННЫХ БИОРЕЗОРБИ- РУЕМЫХ СПЛАВАХ Mg-xZn-0.1Ca НА ИХ СТОЙКОСТЬ К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ	42
Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. О РОЛИ ПРОДУКТОВ КОРРОЗИИ В МЕХАНИЗМЕ ПРЕДЭКСПОЗИЦИОННОГО КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ	44
Линдеров М.Л., Брилевский А.И., Мерсон Д.Л. КОМБИНИРОВАННАЯ ОБРАБОТКА ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ И КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	46
Муравьева О.В., Богдан О.П., Блинова А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ЛИСТОВ ТЕРМОРАСШИРЕННОГО ГРАФИТА АКУСТИЧЕ- СКИМ МЕТОДОМ	48
Гусева А.В., Плотников В.А., Грязнов А.С., Пругов С.С. ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ГИСТЕРЕЗИС В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ЦИКЛИРОВАНИИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕ- ВРАЩЕНИЙ	49
Акимов Е.Г., Соснин И.М., Мерсон Е.Д. МАГНИЙ КАК АНОД ДЛЯ ПЕРЕЗАРЯЖАЕМОГО АККУМУЛЯТОРА	51
Аглетдинов Э.А. ПРИМЕНЕНИЕ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДОВ НЕЛИНЕЙНОЙ ДИНАМИКИ ДЛЯ КЛАССИФИКАЦИИ ВРЕМЕННЫХ РЯДОВ	52
Аглетдинов Э. А., Ясников И. С. О ПРИМЕНЕНИИ КОЛИЧЕСТВЕННОГО РЕКУРРЕНТНОГО АНАЛИЗА К ВЫ- ЯВЛЕНИЮ ОСОБЕННОСТЕЙ ВРЕМЕННЫХ РЯДОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИС- СИИ, ОТРАЖАЮЩИХ ПОТЕРЮ УСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕ- НИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	53
Карамышев К.Ю., Дегтярев М.В., Воронова Л.М., Чашухина Т.И. ЗАПАСЕННАЯ ЭНЕРГИЯ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СМК-СТРУКТУРЫ Ni И СПЛАВА Ni-2%Cr	55
Панов Д.Ю., Чжан С., Спиридонов В.А., Романов А.Е. ЗОЛЬ-ГЕЛЬ СИНТЕЗ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ СЛОЕВ $\beta$ -Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	57



Панов Д.Ю., Спиридонов В.А., Кремлева А.В., Бауман Д.А., Романов А.Е. СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ РОСТА	59
Сафронов И.С., Ушаков А.И. СЕЛЕКТИВНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ КОРОТКОИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА НАНОПОРЫ	61
Иванов Н.А. МУЛЬТИСКАЛЯРНЫЕ КОМПОЗИТНЫЕ Ta/W ПОКРЫТИЯ, НАПЫЛЕННЫЕ СИСТЕМОЙ ИНВЕРТИРОВАННЫХ МАГНЕТРОНОВ	62
Крымский С.В., Автократова Е.В., Ситдииков О.Ш., Терешкин В.В., Ахметшин М.А., Маркушев М.В. ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ВСЕСТОРОННЕЙ КОВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ КРИО-ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА	64
Гладковский С.В., Веселова В.Е. СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МЕТАСТАБИЛЬНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT23	66
Таров Д.В., Нестеров К.М., Исламгалиев Р.К. ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ МАРКИ М1 НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ	67
Алексеев А.А. ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ СТОКОВ ДЛЯ УГЛЕРОДА НА КИНЕТИКУ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАСПАДА МАРТЕНСИТА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	68
Рогачев С.О., Наумова Е.А. СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ МНОГОКРАТНОГО ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ С СОХРАНЕНИЕМ ВЫСОКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИХ ОБРАБОТКЕ МЕТОДАМИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ	70
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Рогачев С.О., Глезер А.М., Черногорова О.П., Ситников Н.Н., Каратеев И.А., Овчаров А.В. МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СЛОИСТЫХ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	71
Манохин С.С., Озерский А.В., Седов И.В., Колобов Ю.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СПЛАВА Fe-23%Cr-4%Al ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НЕКАТАЛИТИЧЕСКОЙ КОНВЕРСИИ УГЛЕВОДОРОДНЫХ ГАЗОВ В СРАВНЕНИИ С ДЛИТЕЛЬНОМ ИЗОТЕРМИЧЕСКИМ ОТЖИГОМ	72
Vasilev E., Knezevic M. СТАТИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ПОР ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МАГНИЯ И ТИТАНА	73
Новикова О.С., Костина А.Е., Волков А.Ю. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu-3Pd И Cu-3Pd-3Ag	75
Землякова Н.В. О ВОПРОСЕ ДАЛЬНЕЙШЕЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ДЛИТЕЛЬНО РАБОТАЮЩИХ ТРУБ НЕФТЕГАЗОВОГО ХОЗЯЙСТВА	76
Коновалов М.С., Ладьянов В.И., Мокрушина М.И., Овчаренко П.Г. ВЛИЯНИЕ АРМИРУЮЩИХ ЧАСТИЦ ИЗ ОКСИДОВ И НИТРИДОВ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Fe-Cr-Mn-Mo-СПЛАВА	79
Яковцева О.А., Барков Р.Ю., Мочуговский А.Г., Михайловская А.В. СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА Al-Mg-Zn-Ni-Cr	81
Подгорбунская П.О., Новикова О.С., Волкова Е.Г., Згибнев Д.А., Гаврилова А.А.,	83

Волков А.Ю. КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ СВЕРХСТРУКТУРЫ ТИПА L1 <sub>0</sub> В СПЛАВЕ Cu–56Au (ат.%) В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 200–300 °С	
Волков А.Ю., Новикова О.С., Волкова Е.Г., Подгорбунская П.О., Гаврилова А.А., Згибнев Д.А. ФОРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В УПОРЯДОЧЕННЫХ ПО ТИПУ L1 <sub>0</sub> ЗОЛОТОМЕДНЫХ СПЛАВАХ	84
Волкова Е.Г., Волков А.Ю., Валиуллин А.И., Пилюгин В.П., Толмачев Т.П. КОНСОЛИДАЦИЯ ОПИЛОК Al И Pt МЕТОДОМ МЕХАНОСПЛАВЛЕНИЯ	85
Кищик А.А., Кищик М.С., Михайловская А.В. ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al–Mg–Fe–Co	86
Стрижаченко И.Р., Гервасьева И.В., Милютин В.А., Девяттериков Д.И. ОБРАЗОВАНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ ПРИ УГЛОВОЙ ПРОКАТКЕ МАГНИТОСТРИКЦИОННОГО СПЛАВА (Fe <sub>83</sub> Ga <sub>17</sub> ) <sub>99</sub> B <sub>1</sub>	87
Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливец В.М. НОВЫЙ ВАРИАНТ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ	88
Мировой Ю.А., Бурлаченко А.Г., Кулагин Н.Д., Мештпаева А., Буякова С.П. УВЕЛИЧЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИТОВ ZrB <sub>2</sub> –SiC	90
Куликов А.С., Юмашев М.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ УПРУГО-ХРУПКОГО МАТЕРИАЛА ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ	92
Кашенко М.П., Кашенко Н.М. КАТАЛИЗ ПРОТОННОГО РАСПАДА ЖЕЛЕЗА КАК ОСНОВА РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА УШЕРЕНКО В СТАЛЯХ	94
Кищик А.А., Яковцева О.А., Постникова М.Н. ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al–Mg	96
Полунин А.В., Полунина А.О., Боргардт Е.Д., Шафеев М.Р., Денисова А.Г., Глухов П.А., Кацман А.В., Криштал М.М. ВЛИЯНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ФОРМОВОЧНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА СОСТАВ И СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ СЛОЕВ, ФОРМИРУЕМЫХ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА Mg–REE СПЛАВАХ	97
Полунин А.В., Полунина А.О., Боргардт Е.Д., Шафеев М.Р., Денисова А.Г., Глухов П.А., Кацман А.В., Криштал М.М. СИНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ ОКСИДИРОВАНИИ Al–Si СПЛАВА В ЭЛЕКТРОЛИТАХ С ДВУХКОМПОНЕНТНОЙ ДИСПЕРСНОЙ ФАЗОЙ	99
Афонин Г.В., Макаров А.С., Кобелев Н.П., Хоник В.А. БЫСТРАЯ РЕЛАКСАЦИЯ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ НА ВЫСОКИХ ЧАСТОТАХ	101
Кончаков Р.А., Макаров А.С., Афонин Г.В., Qiao J.C., Васин М.Г., Кобелев Н.П., Хоник В.А. КРИТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ФЛУКТУАЦИОННОЙ ТЕПЛОЕМКОСТИ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ СТЕКЛОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ	102
Макаров А.С., Кобелев Н.П., Хоник В.А. ДИАЭЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ	103
Пермякова И.Е. ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ И ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	104
Митрофанов А.П., Растегаев И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ПРОЦЕССА ШЛИФОВАНИЯ	106

Тюрков М.Н., Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Фесенюк М.В., Матчин А.А., Носов Е.В., Ястребова Л.Д. ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ТИТАНА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКИХ ИЗДЕЛИЙ	108
Белова Г.С., Титова Ю.В., Майдан Д.А., Якубова А.Ф. ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ $AlN-TiC$ МЕТОДОМ АЗИДНОГО СВС ИЗ ШИХТЫ « $Al-Ti-NaN_3-C_2F_4$ »	110
Григорьева А.В., Максименко М.В., Макарихин П.А. ПРИМЕНЕНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ МЕТОДОВ МАШИННОГО ОБУЧЕ- НИЯ ДЛЯ АНАЛИЗА ДАННЫХ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	112
Борисов С.И., Ткачев Е.С., Гайдар С.М., Кайбышев Р.О. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ ПРИ ДВУХСТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМИЧЕ- СКОЙ ОБРАБОТКЕ «ЗАКАЛКА – РАСПРЕДЕЛЕНИЕ» НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКО-ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ С СОДЕР- ЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0,33 %	114
Шадрина Я.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Бобров А.А., Копылов В.И., Берен- деев Н.Н., Комельков А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОВОДА ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ $Al-0.25\%Zr-$ (Si,Er,Hf,Nb)	116
Ромашков Е.В., Крылова С.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СВОЙ- СТВА ШТАМПОВОЙ СТАЛИ 70X3Г2ФТР(М)	118
Ткачёв Е.С. ВЫДЕЛЕНИЕ КАРБОНИТРИДОВ ТИПА $MX$ И ФАЗЫ ЛАВЕСА В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ $650\text{ }^\circ\text{C}$ В $9\%Cr$ СТАЛИ С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА И ЛЕГИРОВАННОЙ ТАНТАЛОМ	120
Ткачёв Е.С., Борисов С.И., Гайдар С.М., Кайбышев Р.О. МНОГОФАЗНАЯ СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИ- РОВАННЫХ СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0,25–0,44 % ПОСЛЕ ДВУХСТУПЕНЧАТОЙ ПРЕРЫВИСТОЙ ЗАКАЛКИ	122
Ланцев Е.А., Нохрин А.В., Сметанина К.Е., Мурашов А.А. ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ОКСИДА АЛЮМИНИЯ НА СВОЙСТВА КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА	124
Ланцев Е.А., Малехонова Н.В., Нохрин А.В., Сметанина К.Е., Мурашов А.А. ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА СВОЙСТВА ВОЛЬФРАМО- ВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	126
Святкин А.В., Гнусина А.М., Грызунова Н.Н. ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА ЛАТУНИ МАРКИ ЛМЦАЖН В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРА- ТУР ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАЗМЕР И ФОРМУ ВКЛЮЧЕНИЙ УПРОЧ- НЯЮЩЕЙ ФАЗЫ	128
Святкин А.В. ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МНОГОКОМ- ПОНЕНТНЫХ ЛАТУНЕЙ	130
Борисова Ю.И., Мишнев Р.В., Гайдар С.М., Кайбышев Р.О. РАСПРОСТРАНЕНИЕ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ В ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА 0,44 %	132
Кочетов И.И. НАЦИОНАЛЬНЫЕ ВЫЗОВЫ В ЦИФРОВОМ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ	133
Фрик А.А., Никитина М.А., Исламгалиев Р.К. МИКРОСТРУКТУРНЫЙ ДИЗАЙН ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ДЛЯ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ	135
Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Абдрахманова Э.Д., Исламгалиев Р.К.,	136

Корзникова Е.А. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ	
Лазарев Д.В., Максименко В.Н., Неласов И.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МОЛЕКУЛ КИСЛОРОДА С ПОВЕРХНОСТЬЮ ОЦК ЖЕЛЕЗА	137
Неласов И.В., Манохин С.С., Колобов Ю.Р., Иногамов Н.А., Жаховский В.В., Хохлов В.А., Ситников Д.С., Ашитков С.И., Фортова С.В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МОДИФИКАЦИИ СТРУКТУРЫ ТИТАНА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНЫМ ИМПУЛЬСОМ ФЕМТОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ	138
Терешкин В.В., Загитов Р.Р., Автократова Е.В., Ситдииков О.Ш., Крымский С.В., Латыпова О.Э., Маркушев М.В. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ВСЕСТОРОННЕ КОВАННОГО И КРИОКАТАННОГО Al-Mg-Mn-Sc-Zr СПЛАВА	139
Гусев К.С., Кашкаров Е.Б., Копцев М., Сыртанов М.С. МИКРОСТРУКТУРА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nb-Ni-Ti-Zr-Co	141
Медведев А.Е., Жукова О.О., Шайхулова А.Ф., Мурашкин М.Ю. ВЛИЯНИЕ Cu НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Fe, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР	143
Классман Е.Ю., Лутфуллин Р.Я. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	145
Классман Е.Ю., Галиева Э.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭП975 И ЭК79 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ СМЕШАННОГО ТИПА	146
Коэмец Ю.Н., Казанцева Н.В., Ежов И.В., Давыдов Д.И., Коэмец О.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ 3D-ПРИНТЕРА	147
Комельков А.В., Нохрин А.В., Бобров А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРОВОДНИКОВЫХ УМЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СОСТАВА Al-Er, Al-Yb	149
Щапов Г.В., Казанцева Н.В. МОРФОЛОГИЯ ЗОНЫ СВАРНОГО ШВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	151
Ашмарин А.А., Быкадоров А.Н., Митрофанов А.Л. ТЕРМИЧЕСКОЕ РАСШИРЕНИЕ ТРИП-СТАЛЕЙ И КОМПОЗИТНЫХ МНОГОФАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ	152
Пырин Д.В., Попкова Д.С., Половов И.Б., Жилияков А.Ю., Беликов С.В. ИЗУЧЕНИЕ ЯВЛЕНИЯ УПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВА ХН62М МЕТОДОМ ТЕРМОРЕНТГЕНОФАЗОВОГО АНАЛИЗА	153
Муканов С.К., Логинов П.А., Петржик М.И., Левашов Е.А. УЛУЧШЕНИЕ КАЧЕСТВА И УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ АДДИТИВНОГО СПЛАВА VT6 ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТКОЙ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫМ И АМОРФНЫМ ЭЛЕКТРОДАМИ	154
Маркушев М.В., Автократова Е.В., Валеева А.Х., Валеев И.Ш., Ильясов Р.Р., Крымский С.В., Ситдииков О.Ш. СОЧЕТАНИЕ КРИОГЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ	155
Зубков Д.В., Трушов В.А., Приймак Е.Ю. МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСПЫТАНИЯ И КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СО-	157

ЕДИНЕНИЙ ИЗ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ РОТАЦИОННОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ	
Пахолкина С.А., Анисеев С.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi	159
Третьяков В.А., Куканков Л.С., Короткова Ю.Н. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ГОРЯЧЕГО ЦИНКОВОГО ПОКРЫТИЯ НА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ	161
Костин Г.В., Святкин А.В. ОЦЕНКА АДЕКВАТНОСТИ МОДЕЛЕЙ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА КРЕМНИСТО-МАРГАНЦЕВОЙ ЛАТУНИ	163
Сацкий Д.Д., Урцев Н.В., Ярков В.Ю., Лобанов М.Л. ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРА ИСХОДНОГО ЗЕРНА АУСТЕНИТА В ВЫСОКОПРОЧНОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТМСР МЕТОДАМИ ОРИЕНТАЦИОННОЙ МИКРОСКОПИИ	165
Заводов А.В., Леонов А.А., Лукина Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg–Gd–Nd–Y–Zn–Zr МЕТОДАМИ ТЕМНОПОЛЬНОЙ И ДИФРАКЦИОННОЙ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ (НАADF-STEM, CBED, EDS)	167
Бражников И.С., Федосеева А.Э. МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ НОВОЙ 10% Cr МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	169
Кретьова М.А., Макаров А.С., Хоник В.А., Хмыров Р.С. РЕЛАКСАЦИЯ МОДУЛЯ СДВИГА И ОБЪЕМА В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ	171
Бондарева О.С., Добычина О.С., Дмитриева М.О. ОЦЕНКА РАБОТОСПОСОБНОСТИ ТЕРМОБАРЬЕРНОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ZrO <sub>2</sub> В КАЧЕСТВЕ ЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ ДЛЯ ОСНАСТКИ, РАБОТАЮЩЕЙ ПРИ ГОРЯЧЕМ ЦИНКОВАНИИ	173
Курноскин И.А., Крылова С.Е., Ромашков Е.В., Завьялов В.А. УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ОТЛИВОК ИЗ ХРОМИСТОГО ЧУГУНА ПУТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ, МОДИФИЦИРОВАНИЯ, ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	175
Суринский К.Д., Нефедов С.А., Носова Е.А. ПОСЛОЙНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕНИЙ В ЦЕМЕНТИРОВАННОМ СЛОЕ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	177
Максименко В.Н., Лазарев Д.В., Неласов И.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МОЛЕКУЛ КИСЛОРОДА С ПОВЕРХНОСТЬЮ ГЦК АЛЮМИНИЯ	179
Завьялов В.А., Крылова С.Е., Плесовских А.Ю. Курноскин И.А. ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРНОЙ ОДНОРОДНОСТИ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЕЙ ПУТЕМ РАЦИОНАЛИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ	180
Данейко О.И., Матвиенко О.В. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛЗУЧЕСТИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С НЕКОГЕРЕНТНЫМИ НЕДЕФОРМИРУЕМЫМИ ЧАСТИЦАМИ	182
Данейко О.И., Ковалевская Т.А. ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМОВ АННИГИЛЯЦИИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ НА НАПРЯЖЕНИЕ ТЕЧЕНИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С НЕКОГЕРЕНТНЫМИ ЧАСТИЦАМИ	183
Ли А.В., Баженов В.Е., Комиссаров А.А., Плегунова С.В., Тең Д.В. СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА БИОРЕ-	184

ЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМ Mg–Ga–Zn И Mg–Zn–Ca–Mn МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	
Шабанов М.А., Демаков С.Л., Водолазский Ф.В., Илларионов А.Г. ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $Ti_2AlNb$	185
Онищенко А.О., Казанцева Н.В. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГИРОИДНЫХ СТРУКТУР С РАЗЛИЧНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ	186
Приймак Е.Ю., Кузьмина Е.А., Исаева А.В., Яковлева И.Л. ФОРМИРОВАНИЕ РАВНОПРОЧНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОСРЕДСТВОМ РОТАЦИОННОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ	187
Ошоров А.Д. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ В КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	188
Тураева З.С., Мослех А.О. СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МОДЕЛЕЙ ТИПА АРРЕНИУС ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ Al–Zn–Mg–Cu–Ni–Zr ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	189
Назарова В.В., Майсурадзе М.В., Юдин Ю.В., Куклина А.А. АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКОГО ИССЛЕДОВАНИЯ БЕЙНИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ПРИ ПОМОЩИ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	191
Спиридонов В.А., Панов Д.Ю., Давыдов В.Ю., Смирнов А.Н., Бауман Д.А., Романов А.Е. ВЫРАЩИВАНИЕ ЛЕГИРОВАННЫХ Al И Cr ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ $\beta$ -Ga <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ИЗ РАСПЛАВА МЕТОДОМ ЧОХРАЛЬСКОГО	193
Аюурзана П., Пырин Д.В., Майсурадзе М.В., Жиляков А.Ю. СРАВНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИЗНОСОСТОЙКИХ ХРОМОМОЛИБДЕНОВЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ МЕЛЬНИЧНЫХ ФУТЕРОВОК	195
Слепов Д.В., Кобелева Л.И., Калашников И.Е., Михеев Р.С. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВОЧНЫХ ПРУТКОВ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ И КАРБИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ	197
Шерина Ю.В., Луц А.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, АРМИРОВАННЫХ ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ФАЗОЙ КАРБИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СВС В РАСПЛАВЕ	199
Богатов М.В., Юдин П.Е. ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ АСФАЛЬТОСМОЛОПАРАФИНОВЫХ ОТЛОЖЕНИЙ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ НА ЛАБОРАТОРНОМ СТЕНДЕ	201
Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В. СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА Zn–1%Fe–5%Mg ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	203
Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Ситдииков В.Д. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Zn–1Li–2Mg, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ	204
Меженев М.Е., Зайцев Д.В., Панфилов П.Е., Григорьев С.С., Киселева Д.В. СРАВНЕНИЕ СВОЙСТВ НОРМАЛЬНОГО И СКЛЕРОЗИРОВАННОГО ДЕНТИНА ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА	205
Пугачева Н.Б., Крючков Д.И., Быкова Т.М.	206

ГОРЯЧАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КОМПОЗИТА Cu-Ti-C-B В СТАЛЬНОЙ ОБОЛОЧКЕ	
Галиева Э.В., Валитов В.А., Классман Е.Ю., Ганеев А.А. СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО ПОРОШКОВОГО НИ- КЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП741НП С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	208
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А. ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ КРУПНОЗЕРНИСТЫХ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕ- ТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНЫМ ТИПОМ КРИСТАЛЛИЧЕ- СКОЙ РЕШЕТКИ	209
Батова А.А., Фролова О.А., Клевцов Г.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАСЧЕТ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СО- СТОЯНИЯ МЕДИЦИНСКОГО ВИНТА ДЛЯ ОСТЕОСИНТЕЗА ИЗ МАГНИЕВО- ГО СПЛАВА	211
Yasnikov I.S., Vinogradov A.Yu. THE GRAIN SIZE EFFECT ON NECKING INSTABILITY REVISITED FROM KOCKS-MECKING-ESTRIN PHENOMENOLOGY FOR NICKEL POLYCRYSTALS	212
Мягких П.Н., Бегун М.Э., Мерсон Д.Л. ХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ МАГНИЕВЫХ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВОВ	214
Пилюгин В.П., Воронова Л.М., Дегтярёв М.В., Мелкозёров Д.И., Пацелов А.М., Постовалова К.А., Соловьёва Ю.В., Сосян Д.А., Толмачёв Т.П., Чашухина Т.И. СВЯЗЬ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПОДВИЖНОСТИ И РАЗМЕРОВ КРИСТАЛЛИТОВ ДЕФОРМАЦИОННЫХ НАНОСТРУКТУР d-МЕТАЛЛОВ	216
Именной указатель	218
Содержание	222

Научное издание

ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

XI Международная школа

Тольятти, 11–15 сентября 2023 года

Сборник материалов

*Отпечатано с готовых диапозитивов*

Компьютерная верстка: *Е.В. Черняева*

Дизайн обложки: *И.И. Шишкина*

Подписано в печать 25.08.2023.  
Формат 60×84/16. Усл. п. л. 13,4.  
Тираж 30 экз. Заказ № 4-10-23.

Издательство Тольяттинского государственного университета  
445020, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14