

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Межгосударственный координационный совет
по физике прочности и пластичности материалов
ООО «ЛАЭС»
Тольяттинский государственный университет
НИИ прогрессивных технологий

ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ (ШФМ-2025)

XII Международная школа-конференция

Тольятти, 15–19 сентября 2025 года

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

ISBN 978-5-8259-1740-5

УДК 539.4:669.017

ББК 30.3

Редакционная коллегия:

д-р физ.-мат. наук, профессор *Д.Л. Мерсон* (отв. редактор);

канд. техн. наук *Е.В. Черняева* (отв. за выпуск сборника)

Рецензент – д-р техн. наук, профессор *А.В. Кудря*

Физическое материаловедение (ШФМ-2025) : XII Международная школа-конференция, Тольятти, 15–19 сентября 2025 года : сборник материалов / отв. ред. Д.Л. Мерсон. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2025. – 1 оптический диск. – ISBN 978-5-8259-1740-5.

В сборнике опубликованы материалы, представленные на XII Международной школе-конференции «Физическое материаловедение» специалистами в области материаловедения из России и ближнего зарубежья. Статьи посвящены 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.

Текстовое электронное издание.

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

Минимальные системные требования: IBM PC-совместимый компьютер: Windows XP/Vista/7/8/10; PIII 500 МГц или эквивалент; 128 Мб ОЗУ; SVGA; CD-ROM; Adobe Acrobat Reader; интернет-браузер.

© Мерсон Д.Л., составление, введение, 2025

© Авторы статей, 2025

© Оформление. Издательство ТГУ, 2025

Научное издание

ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ
(ШФМ-2025)

XII Международная школа-конференция

Тольятти, 15–19 сентября 2025 года

Сборник материалов

В авторской редакции

Компьютерная верстка: *Е.В. Черняева*

Художественное оформление,
компьютерное проектирование: *И.И. Шишкина*

Дата подписания к использованию 26.08.2025.

Объем издания ... Мб.

Комплектация издания: компакт-диск, первичная упаковка.

Тираж 50 экз. Заказ № 4-07-25.

Издательство Тольяттинского государственного университета
445020, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14,
тел. 8 (8482) 44-91-47, www.tltsu.ru

ВВЕДЕНИЕ

В 2004, 2006, 2007, 2009, 2011, 2013, 2016, 2017, 2019, 2021 и 2023 годах в Тольятти состоялось одиннадцать международных школ «Физическое материаловедение», на которых ведущими российскими и зарубежными металлофизиками были прочитаны заказные лекции, посвященные вопросам структуры, методам получения и исследования перспективных конструкционных материалов. По результатам работы школы изданы семь томов учебного пособия «Перспективные материалы», которые оказались весьма востребованными не только молодыми исследователями, но и маститыми учеными.

В данном издании размещены материалы докладов очередной XII Международной школы-конференции «Физическое материаловедение» (ШФМ-2025, Тольятти 15–19 сентября 2025 г.), посвященные вопросам фундаментального материаловедения, анализу микро- и макроструктуры с акцентом на металлические материалы медицинского назначения, объемные наноматериалы и другие перспективные конструкционные материалы специального назначения. Особое внимание в них уделено поведению материалов в условиях воздействия различных полей, в том числе вопросам трения с перемешиванием, усталостному разрушению, водородному охрупчиванию и коррозионной повреждаемости.

Организаторы XII Международной школы-конференции «Физическое материаловедение» выражают благодарность партнерам, при финансовой поддержке которых проведение ШФМ-2025 осуществлено на высоком научном и организационном уровне.

Заместитель председателя оргкомитета

Д.Л. Мерсон

ПАРТНЕРЫ ШФМ-2025

Тольяттинский государственный университет		ЕВРАЗ ЗСМК (Новокузнецк)		ООО «НПЦ «Самара»	
 тольяттинский государственный университет		 ЕВРАЗ			
ООО «МТК» (Санкт-Петербург)		ООО «НЬЮТОНС (Москва)		ООО «АКСАЛИТ СОФТ» (г. Екатеринбург)	НИИПТ ТГУ (Тольятти)
 MEDICAL TRADING COMPANY МЕДИЦИНСКАЯ ТОРГОВАЯ КОМПАНИЯ		 NEWTONS		 АКСАЛИТ	
				 НИИ ПРОГРЕССИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ	

НА ПУТИ К БЕЗЫЗНОСНОМУ И СВЕРХНИЗКОМУ ТРЕНИЮ

Макаров А.В.¹, Харанжевский Е.В.²

¹Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Удмуртский государственный университет, Ижевск, Россия

av-mak@yandex.ru

Перспективные базовые наукоёмкие технологии невозможно купить, их можно только создать и развивать [1]. Представлен прорывной научный результат, позволяющий достигнуть технологического лидерства в улучшении узлов трения, работающих без смазки или в условиях масляного голодания.

Установлен новый эффект безызносного трения при трении скольжения алюминиевого сплава по стали, легированной висмутом при короткоимпульсном лазерном оплавлении [2, 3]. Природа эффекта основана не на избирательном массопереносе меди (эффект безызносности при трении Гаркунова-Крагельского), а определяется подавлением молекулярной составляющей трения (адгезии) в результате легирования висмутом, образованием трибослоев субкарбоната висмута с легким базисным скольжением, уменьшением механической составляющей трения алмазным выглаживанием, самоорганизацией поверхности трения и высокой циклической прочностью алюминиевого сплава.

В условиях стендовых испытаний модифицированный висмутом стальной вал турбокомпрессора двигателя внутреннего сгорания продемонстрировал выдающиеся антифрикционные свойства и возможность длительной бесперебойной работы без смазки при скорости вращения 75000 об/мин (линейной скорости скольжения 32 м/с) в паре с бронзовой втулкой [4]. Разработанный способ короткоимпульсного лазерного легирования висмутом металлических сплавов (Патент РФ 2826632, 2024) имеет высокий практический потенциал. Предложена новая фундаментальная концепция получения износостойких триботехнических материалов со сверхнизким коэффициентом трения скольжения (до 0,03) без подачи смазки, основанная на устранении адгезии и массопереноса за счет формирования термодинамически неравновесных несмешиваемых систем с применением короткоимпульсной лазерной обработки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 19-79-20012.

1. Макаров А.В., Иноземцев А.А., Дегтярь В.Г., Харанжевский Е.В., Котельников А.Б., Вопнерук А.А. Обеспечение технологического суверенитета России в металлургии и машиностроении // Вестник РАН. 2024. Т. 94. № 3. С. 232-245.
2. Макаров А.В., Харанжевский Е.В., Ипатов А.Г., Сирош В.А., Соболева Н.Н., Волкова Е.Г. Эффект безызносности при поверхностном легировании стали висмутом // Трение и износ. 2024. Т. 45. Вып. 6. С. 558-568.
3. Makarov A.V., Sirosh V.A., Soboleva N.N., Volkova E.G., Ipatov A.G., Gil'mutdinov F.Z., Kharanzhevskiy E.V. Ultralow wear in boundary lubrication: a tribological study of Bi-alloyed steel under high normal loads and sliding speeds // Friction. 2025. V. 13. Is. 7. 9441049.
4. Kharanzhevskiy E.V., Ipatov A.G., Makarov A.V., Gil'mutdinov F.Z. Towards eliminating friction and wear in plain bearings operating without lubrication // Scientific Reports. 2023. V.13. Art. 17362.

МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ ДЛЯ ТРАВМАТОЛОГИИ

Полунин А.В., Полунина А.О., Боргардт Е.Д.,
Шадеев М.Р., Кацман А.В., Криштал М.М.

*Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия
anpol86@gmail.com*

Одним из наиболее ярких трендов развития материаловедения последних лет как в России, так и за рубежом, является разработка медицинских материалов и технологий их формирования и обработки для самых разных областей медицины. Выдающийся прогресс наблюдается в области медицинских материалов и систем на основе магния для травматологии и ортопедии [1,2], сердечно-сосудистых и стентовых конструкций [3–5]. Однако исследования и практика показали, что применение изделий из магниевых сплавов без модифицирования поверхности для повышения срока службы имплантируемых конструкций или дополнительной функционализации их поверхностей для придания антибактериальных, остеостимулирующих или специфических (например, щелочестойкости [4]) свойств не всегда возможно либо не позволяет решить весь комплекс задач, стоящий в ряде клинических случаев. Это обуславливает развитие технологий нанесения покрытий на Mg-сплавы и разработку сложных многофункциональных поверхностных систем на их основе.

Авторами были исследованы четыре способа электролитного нанесения защитных покрытий на медицинский магниевый сплав ZX10 (состав Mg-1Zn-0.1Ca, масс. %, производство – ООО «СОМЗ», Соликамск, Россия). Приоритет «электролитным» способам был отдан ввиду возможности нанесения защитных покрытий на 100% внешней поверхности изделий и, что особенно важно при остеосинтезе, для обработки полых деталей типа компрессионных винтов, интрамедуллярных штифтов, а также стентовых систем сложной геометрии. Было получено 4 типа защитных покрытий на сплаве различными методами: 1) химическим (свободным, конверсионным) фторированием (chemical fluorination – CF или ChemF); 2) электрохимическим фторированием (electrochemical fluorination – ElChemF); 3) микродуговым фторированием (microarc fluorination – MAF); микродуговым (плазменно-электролитическим) оксидированием (МДО, microarc / plasma-electrolytic oxidation – MAO / PEO). Для всех полученных покрытий были исследованы поперечная структура и морфология поверхности, элементный и фазовый состав, определены толщина, контактные свойства (смачиваемость), адгезионная прочность и антикоррозионные свойства, а также проведены оценки цитотоксичности при помощи МТТ-тестирования.

Эксперименты показали, что создать защитное покрытие и, потенциально, покрытие под многофункциональную органокерамическую систему удастся тремя способами – свободным химическим фторированием, микродуговым фторированием и микродуговым оксидированием. Электрохимическое фторирование, по-видимому, является неподходящим для сплава ZX10 ввиду наличия вторичных фаз Mg_2Ca , $(Mg, Zn)_2Ca$ с более отрицательным (по сравнению с α -Mg) потенциалом, что провоцирует их активное растворение при анодной поляризации и дальнейшее формирование питтингоподобных повреждений, которые после развиваются при воздействии коррозионной среды. При этом толщины достигаемых покрытий составили ~1,5–2 мкм для фторидного покрытия ChemF, ~1,5–4 мкм для микроплазменных фторидных покрытий MAF и ~15–20 мкм для оксидных слоев, полученных методом МДО. Отметим, что попытки увеличения толщины фторидных покрытий путем увеличения длительности выдержки в среде обработки с 0,5–1 суток до 2–3 суток или увеличение температуры среды и другие манипуляции не приводили к росту защитного фторидного слоя, но нередко наблюдались «растравления» покрытия и снижение его защитных характеристик. В свою очередь, оксидные слои, полученные методом МДО, показывают самую большую скорость роста (~3–5 мкм/мин) и потенциал к достижению толщин порядка ~80–100

мкм без ухудшения защитных свойств, что делает их особенно привлекательными как основы для последующей «загрузки» различных модификаторов.

Спектральные и рентгенодифракционные исследования показали, что все варианты сформированных покрытий по элементному составу являются «совместимыми» с человеческим организмом (не содержат инородных / запрещенных) элементов и состоят, преимущественно, из фторида магния (для случая ChemF) и оксида магния (для случаев MAF и MAO).

Измерения показали, что наибольшую адгезионную прочность демонстрируют покрытия, сформированные свободным химическим фторированием – удельная нагрузка продира F_c достигает значений $\sim 6\text{--}8$ Н/мкм. Оксидные слои, полученные методом МДО, напротив, демонстрируют показатели адгезионной прочности на уровне значений $F_c \sim 1\text{--}2$ Н/мкм. Все образцы покрытий демонстрируют гидрофильность с физиологическими растворами (0,9 масс. % NaCl и раствором Хэнкса). При этом колориметрические тесты (МТТ-тестирование) на метаболическую активность клеток показали, что выживаемость клеток для сплава ZX10 с полученными покрытиями составляет $\geq 95\%$ по сравнению с контрольным образцом (сплавом ZX10 без покрытий), что позволяет считать образцы биологически совместимыми и показывает перспективу их дальнейших *in vitro* и *in vivo* испытаний. Главный эффект от нанесения покрытий был достигнут с точки зрения обеспечения требуемой скорости коррозии системы «сплав/покрытие». В начальный период наибольшую эффективность коррозионной защиты показывают фторидные покрытия, сформированные химическим фторированием – величины плотностей токов коррозии в растворе 0,9% NaCl снижаются до ~ 20 раз, а в растворе Хэнкса – до ~ 50 раз. При дальнейшей выдержке в коррозионной среде скорость коррозии магниевой подложки снижается до $\sim 7,5$ раз в растворе Хэнкса и до $\sim 3,5$ раз в физиологическом растворе (0,9 масс. % NaCl) (при 14-ти суточной экспозиции) и при этом проявляют тенденцию к явной визуальной деградации (биорезорбции), однако наилучшие результаты демонстрируют оксидные МДО-покрытия, в растворе Хэнкса плотность тока коррозии с которыми составляет $\sim 0,35$ мкА/см² против $\sim 1,2$ мкА/см² и ~ 3 мкА/см² у сплава ZX10 с фторидным покрытием и без покрытия.

Можно резюмировать, что на базе низколегированного медицинского Mg-сплава ZX10 (Mg-1Zn-0.1Ca) может быть создана поверхностная защитная и, потенциально, многофункциональная система медицинского назначения позволяющая как регулировать скорость биорезорбции и ее стадийность, так и обеспечивать расширение функционала поверхности имплантата.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 25-19-00498, <https://rscf.ru/project/25-19-00498/>).

1. G. Uppal et al. Magnesium based implants for functional bone tissue regeneration – A review // Journal of Magnesium and Alloys, 2022, V. 10, Is. 2, P. 356–386.
2. J. Xie et al. Advances in magnesium-based implants for biomedical applications: A comprehensive review and future perspectives // Journal of Magnesium and Alloys, 5 July 2025, In Press, DOI 10.1016/j.jma.2025.05.009.
3. G. Kumar et al. Advances in magnesium-based bioresorbable cardiovascular stents: Surface engineering and clinical prospects // Journal of Magnesium and Alloys, 2025, V. 13, Is. 3, P. 948–981.
4. L. Liu et al. A review of biodegradable biliary stents made of magnesium metals: Current progress and future trends // Journal of Magnesium and Alloys, 2025, V. 13, Is. 1, P. 30–40.
5. M. Muñoz et al. Plasma electrolytic oxidation of AZ31 magnesium stents for degradation rate control // Surface and Coatings Technology, 2024, V. 479, P. 130539.

**ПРИМЕНЕНИЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА В АЗИДНОМ
САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕМСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ
СИНТЕЗЕ СМЕСЕЙ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ
 $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--SiC}$, AlN--SiC , TiN--SiC**

Амосов А.П., Титова Ю.В., Уварова И.А.

*Самарский государственный технический университет,
Самара, Россия
egundor@yandex.ru*

Еще 30 лет назад, в начале 90-х годов прошлого века высокотвердый и тугоплавкий карбид кремния SiC был относительно малоизвестной керамикой даже в сообществе производителей материалов, известный только как промышленный абразив (карборунд) и огнеупорный материал [1]. Но в 21 веке все кардинально изменилось, что было связано в основном с разработкой различных композиционных керамических материалов на основе карбида кремния, в которых удалось преодолеть недостатки однофазной керамики из карбида кремния [1, 2]. Значительное место среди этих композиционных материалов занимают композиты SiC с нитридами кремния, алюминия и титана: $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--SiC}$, AlN--SiC , TiN--SiC . Композит $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--SiC}$ имеет существенно большую прочность, вязкость разрушения и жаропрочность, чем чистый SiC, в связи с чем рассматривается как перспективный материал для газотурбинных двигателей. Композиты AlN--SiC обладают значительно лучшей теплопроводностью, чем SiC, и в то же время высокой вязкостью и термостойкостью. Эти композиты представляют интерес для электроники в качестве новой высокотемпературной керамики с высокой поглощательной способностью микроволнового излучения. В композиционной керамике TiN--SiC добавление электропроводной фазы TiN в неэлектропроводную фазу карбида кремния существенно снижает его высокое электрическое сопротивление и дает возможность использовать недорогую технологию электроэрозионной обработки, улучшив при этом спекаемость, физические и механические свойства композиционной керамики на основе SiC.

Дальнейшее улучшение свойств SiC и композитов на его основе связано с уменьшением размеров исходных порошков, из которых спекаются эти керамические материалы, и переход к использованию нанопорошков (1-100 нм) и субмикронных порошков (0,1-1 мкм). Однако в последние годы стало отмечаться, что применение нанопорошков усложняет процесс изготовления и удорожает стоимость этой керамики из-за того, что исходные нанопорошки очень дорогие, поэтому больше стали проводиться исследования с применением более крупных высокодисперсных (субмикронных) порошков с размером частиц менее 1-2 мкм, стоимость которых значительно меньше стоимости нанопорошков. 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 [2]. Другие известные методы получения нитридов и карбидов (печной способ, плазмохимический синтез, карботермический синтез, осаждение из газовой фа-

зы и др.) характеризуются большим электропотреблением, сложным оборудованием и не всегда обеспечивают высокую дисперсность порошков и их смесей. Азидный СВС с использованием азида натрия NaN_3 в качестве азотирующего реагента и газифицирующихся 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 порошки различных нитридов и карбида кремния.

Ранее при участии авторов доклада была показана возможность применения процесса азидного СВС с использованием галоидных солей фторидов (NH_4F , Na_2SiF_6 , $(\text{NH}_4)_2\text{SiF}_6$, AlF_3 , $(\text{NH}_4)_2\text{TiF}_6$) для получения высокодисперсных смесей порошков $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--SiC}$, AlN--SiC , TiN--SiC [2]. Однако фазовые составы синтезированных смесей существенно отличались от расчетных теоретических составов значительно меньшей долей карбида кремния или его отсутствием совсем, а также наличием большого количества примесей побочных фаз нитрида кремния и криолита Na_3AlF_6 , отсутствующих в теоретическом составе этих смесей керамических порошков.

В настоящем докладе приводятся результаты авторов по исследованию процесса азидного СВС с использованием вместо указанных выше галоидных солей активирующей и карбидизирующей добавки порошкообразного политетрафторэтилена (ПТФЭ) $(\text{C}_2\text{F}_4)_n$ с частичным замещением (5-15%) технического углерода в исходной смеси реагентов. Показано, что при сохранении высокой дисперсности синтезированных смесей порошков $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--SiC}$, AlN--SiC , TiN--SiC их фазовый состав стал значительно ближе к задаваемому теоретическому составу, существенно выросло содержание фазы SiC , исчезли нежелательные побочные фазы нитрида кремния и криолита [3, 4].

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FSSE-2023-0003) в рамках государственного задания Самарского государственного технического университета.

1. Ruys A.J. Silicon Carbide Ceramics. Structure, Properties and Manufacturing. Elsevier, 2023.
2. 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. № 4. С. 34–57.
3. Амосов А.П., Титова Ю.В., Уварова И.А., Белова Г.С. Азидный самораспространяющийся высокотемпературный синтез высокодисперсной порошковой композиции AlN--SiC с применением политетрафторэтилена. Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2024. Т. 18. № 6. С. 28–43.
4. Уварова И.А., Амосов А.П., Титова Ю.В., Новиков В.А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез высокодисперсной композиции керамических порошков $\text{Si}_3\text{N}_4\text{--SiC}$ с применением азида натрия и политетрафторэтилена. Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2025. Т. 19. № 3. С. 25–38.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ СПЕЦИАЛЬНЫХ ПОДШИПНИКОВ (обзор)

Пугачева Т.М., Муравлев Д.В.

Самарский государственный технический университет,

Самара, Россия

t.pugacheva15@yandex.ru

Для повышения эффективности и надежности специальных подшипников качения, работающих в условиях повышенных температур и коррозионной среды, в последние несколько десятилетий разработаны новые теплостойкие и коррозионно-стойкие стали, а также внедрены новые технологии их термического упрочнения [1-10].

Основными металлами для теплостойких подшипников в отечественной промышленности является сталь марки 8X4B9Ф2-Ш, а в зарубежной – сталь марки M50 VIM VAR (80MoCrV40). Теплостойкость первой стали обеспечивали высоким содержанием вольфрама, а второй – молибдена. После объемной закалки и многократных отпусков на вторичное твердение обе стали имеют близкие по уровню твердость, прочность и вязкость, однако ресурс подшипников из стали M50 по сравнению со сталью 8X4B9Ф2, как правило, больше, что связывают с дисперсностью и более равномерным распределением карбидов в структуре стали M50.

В 80-х годах прошлого века для высокоскоростных подшипников была разработана теплостойкая цементуемая сталь M50NiL, которая благодаря более высокой вязкости и формированию в поверхностной зоне повышенных сжимающих напряжений, заметно улучшила ресурс подшипников. С 2000-х годов из тех же соображений для подшипников стали применять глубокоазотированную сталь 32CrMoV13, которая имеет более высокие поверхностную твердость и уровень сжимающих напряжений, чем цементуемая сталь, а также большую усталостную долговечность, чем сталь M50NiL и M50.

В последнее десятилетие новые отечественные стали ВКС ВКС241-ИД (8X5МЗВФБ-ИД) (аналог M50) и ВКС 17-ИД (аналог M50NiL) были разработаны для подшипников, эксплуатируемых при повышенных температурах.

Для работы во влажной и коррозионной среде в качестве металла подшипника наиболее широко используют: у нас – стали марок 95X18-Ш и 110X18М-ШД, за рубежом – стали-аналоги 440В и 440С. Высокая коррозионная стойкость и требуемая для подшипниковых сталей твердость не менее 58 HRC обеспечивается высоким содержанием хрома и соответствующей термической обработкой – закалкой и отпуском.

Коррозионностойкими сталями нового поколения являются азотистые стали мартенситного класса: зарубежные – Cronidur 30 (X30CrMoN15) и XD15NW (X40CrMoVN16-2) и отечественная – ВНС-78 (30X15АМФ). Повышенное содержание азота, которое может превышать возможную растворимость азота в обычных условиях, достигают выплавкой с избыточным давлением в рабочем пространстве печи, продувкой расплава газообразным азотом или использованием высокоазотистой лигатуры Fe–Cr–N. Азот наряду с углеродом упрочняет твердый раствор, препятствует образованию δ-феррита, уменьшает долю и повышает дисперсность карбидных частиц, что благоприятно сказывается на сопротивлении точечной коррозии. В качестве упрочняющей термообработки применяют либо объемную закалку с низким или двукратным высоким отпуском на вторичное твердение, либо индукцион-

ную закалку с отпуском, температуру которого назначают в зависимости от требуемой твердости сердцевины.

Установлено, что подшипники из стали Cronidur 30 имеет существенно большую коррозионную стойкость и усталостную долговечность, как при полной, так и при граничной смазке, чем из сталей M50 и 440C.

В конце прошлого столетия для подшипников, требующих сочетание высокой прочности, теплостойкости и коррозионной стойкости, была разработана цементуемая сталь с кобальтом Ryowear 675, которую можно эксплуатировать при температурах до 360 °C (675 °F). Использование вместо цементации нитроцементации улучшает коррозионные и трибологические свойства стали Ryowear 675. В настоящее время наиболее перспективной коррозионностойкой кобальтовой сталью, особенно для гибридных подшипников, считают цементуемую дисперсионно-твердеющую сталь Arctic 15, со значительно более высокой твердостью поверхности (до 67,5 HRC) и горячей твердостью, а также большой глубиной упрочненного слоя, чем у конкурирующих сталей.

1. John M. B. Rolling bearing steel: design, technology, testing, and measurements. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2022. 446 p. DOI: <https://lccn.loc.gov/2022024916>.
2. Zaretsky E. V. Rolling Bearing Steels – A Technical and Historical Perspective // National Aeronautics and Space Administration. Technical Memorandum, 2012. 217445. Gloeckner P., Rodway C. The Evolution of Reliability and Efficiency of Aerospace Bearing Systems // Engineering. 2017. V. 9, Is. 11. P. 962-991. DOI: 10.4236/eng.2017.911058.
3. Reddy C. A. K., Rao B. N., Srinivasan T. A review on heat treated bearing steels for aerospace applications // Materials Today: Proceedings. 2022. V.68. P. 2038–2040. DOI: [org/10.1016/j.matpr.2022.08.356](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.08.356).
4. Bhadeshia H.K.D.H. Steels for bearings // Progr. Mater. Sci. 2012. V. 57, Is. 2. P. 268–435. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2011.06.002.
5. Коробова Е.Н., Севальнев Г.С., Громов В.И., Леонов А.В. Стали для изготовления подшипников качения специального назначения (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 11 (105). С. 3-11. DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
6. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии, 2020, №1 (50). С. 1-9. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
7. Rejith R., Arivu Y., Kesavan D, Chakravarthy P., Narayana Murty S.V.S. Relating rolling contact fatigue (RCF) life to the microstructure evolution in aerospace grade bearing steels: A comparison of Cronidur-30 with AISI 440C //International Journal of Fatigue. V. 186, September 2024, 108421. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2024.108421.
8. Girodin D. Deep nitrided 32CrMoV13 steel for aerospace bearing applications // NTN Technical Review. 2008. No. 76. P. 24–31.
9. Horovitz M. B., Beneduce Neto F., Garbogini A., Tschiptschin A. P. Nitrogen bearing martensitic stainless steels: microstructure and properties // ISIJ International, Vol. 36, 1996, No, 7, p. 840-845. DOI:10.2355/isijinternational.36.840.
10. Advanced Bearing Technologies to Increase Capabilities: Periodic Reporting for period 4 - ARCTIC (Advanced Bearing Technologies to Increase Capabilities). 2022. Доступно на: <https://cordis.europa.eu/project/id/686366/reporting>.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИСТЕМ ИСКУССТВЕННОГО ИНТЕЛЛЕКТА ДЛЯ РЕВЕРС-ИНЖИНИРИНГОВЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Ершеев Н.Е., Крылова С.Е.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
erscheev@yandex.ru

Современное машиностроение и материаловедение сталкиваются с необходимостью быстрого и точного анализа конструкционных материалов, особенно в условиях импортозамещения и технологических санкций. На сегодняшний день реверс-инжиниринговые исследования являются ключевым инструментом для воспроизведения характеристик зарубежных аналогов сталей, однако традиционные методы исследования требуют значительных временных и финансовых затрат. По данным McKinsey Global Institute на 2023 год, применение искусственного интеллекта (ИИ) в промышленности позволяет сократить время анализа материалов на 40–60%, а точность идентификации микроструктурных компонентов достигает 95–99%. Особую актуальность ИИ-технологии приобретают в реверс-инжиниринге, где необходимо точно воспроизводить состав, структуру и свойства материалов без исходной технической документации.

Реверс-инжиниринг конструкционных сталей подразумевает комплекс мероприятий по определению химического состава, микроструктурных характеристик, механических свойств и технологии изготовления материала на основе анализа готового изделия или образца. Поскольку традиционные методы помимо значительных временных затрат требуют высокой квалификации специалистов и дорогостоящего оборудования, на данном этапе всё большее значение приобретают системы ИИ, способные автоматизировать процесс анализа данных, ускорить принятие решений и повысить точность прогнозирования характеристик материалов. Одним из наиболее перспективных направлений применения ИИ в реверс-инжиниринге сталей является использование свёрточных нейронных сетей (Convolutional Neural Networks - CNN) для анализа изображений микроструктуры. CNN представляют собой разновидность глубоких нейронных сетей, специально разработанных для обработки изображений. При исследовании микроструктуры конструкционных сталей, CNN находят всё более широкое применение благодаря своей способности автоматически выявлять и классифицировать сложные визуальные паттерны.

Задачи, решаемые с помощью CNN:

1. Классификация микроструктур: определение типа стали (перлитная, мартенситная, бейнитная и др.) на основе изображения шлифа;
2. Сегментация фаз: разделение изображения на компоненты (феррит, цементит, аустенит и т. д.);
3. Определение зернистости и текстуры;
4. Прогнозирование механических свойств на основе структурных характеристик.

Важными этапами внедрения нейронных сетей в сферу металловедения является обучение и составление набора данных. Обучение сети проводится на множестве размеченных изображений микроструктур сталей, где каждое изображение связано с известными значениями химического состава и механических свойств. Составление набора данных является самым длительным и трудоемким в случае отсутствия готового набора данных (базы данных). В области металловедения для решения данной

проблемы предоставляется определенный выбор: использовать изображения, имеющиеся в открытом доступе или наличие своего собственного набора данных, что в свою очередь более оптимально для решения индивидуальной задачи.

Разметка изображений может реализовываться, как и вручную, так и с использованием программ, которые не всегда корректно выделяют фазы структуры, рис.1.

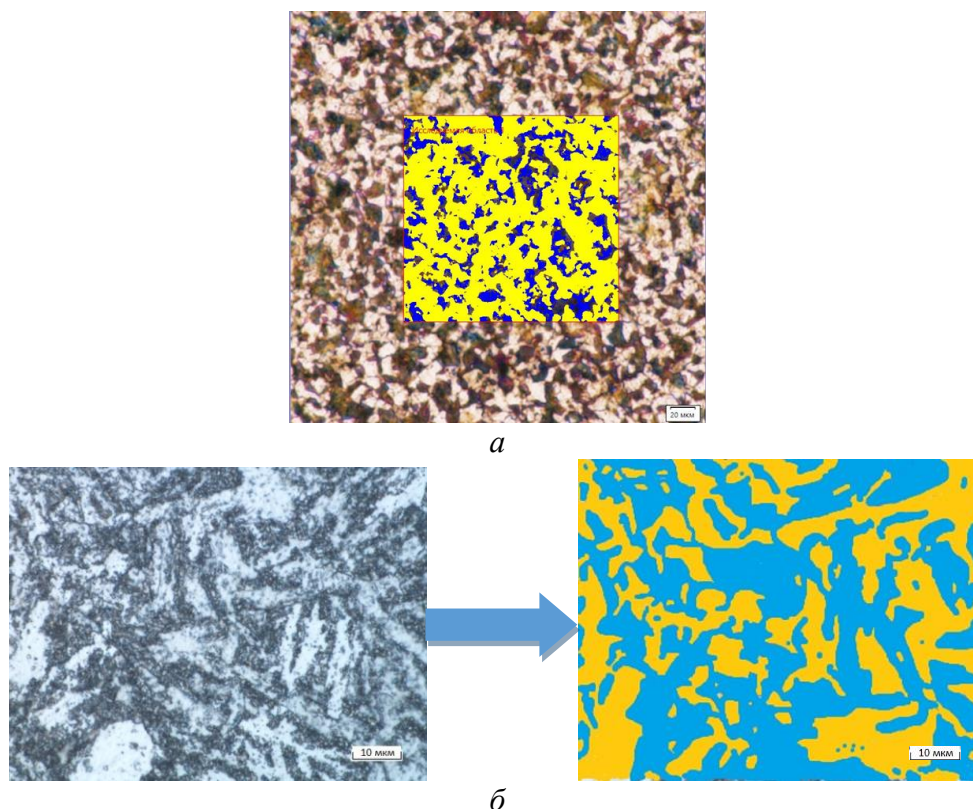


Рис. 1. Размеченная структура стали 30ХМА: *а* – полученная программой OLYMPUS Stream; *б* – размеченная вручную

В основе машинного зрения и анализа изображений всегда присутствует обучение с «учителем», то есть нейросеть изначально не знает, как выглядит феррит, перлит или другие фазы стали, пока сам «учитель» не укажет на них. Поэтому на вход нейронной сети с обучающим множеством подается правильный ответ распознавания, далее сеть корректирует свои настройки исходя из разницы фактического ответа с тем, что дал «учитель» [1].

Использование систем искусственного интеллекта, в частности свёрточных нейронных сетей, открывает новые возможности для автоматизации и ускорения реверс-инжиниринговых исследований конструкционных сталей. Внедрение ИИ в практику металлургических и машиностроительных предприятий способствует цифровой трансформации отрасли и обеспечивает конкурентоспособность продукции на международных рынках.

1. Соболева Н. Н. Применение нейронных сетей для анализа микроструктуры металла // Сборник статей XXII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов - молодых ученых – Екатеринбург. - 2023. – С. 407-411.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАНУЛИРУЕМОГО ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Мухтаров Ш.Х., Зайнуллин Р.И., Шахов Р.В., Ганеев А.А., Имаев В.М.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

shamilm@imsp.ru

Промышленный гранулируемый жаропрочный никелевый сплав ВВ751П в настоящее время поставляется после горячего изостатического прессования с последующей термической обработкой и используется в газотурбинных двигателях [1]. В состоянии поставки средний размер γ -зерен сплава составлял около 32 мкм, объемная доля упрочняющей γ' -фазы ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$) составляла около 65%. Первичная γ' -фаза располагалась по границам γ -зерен, а дисперсная вторичная - в теле зерен. Температура полного растворения γ' -фазы в сплаве была определена как $1165 \pm 5^\circ\text{C}$. Карбиды размером 0,5-2 мкм были равномерно распределены. В микроструктуре присутствовали порошковые исходные границы (РРВ). Для исследования влияния исходного структурного состояния на деформируемость и возможность формирования однородной мелкозернистой структуры сплав был подвергнут отжигу при температурах 1170°C и 1155°C с последующим охлаждением с разной скоростью. Испытания на сжатие цилиндрических образцов при температурах в диапазоне 1100 - 1175°C и скоростей деформации 5×10^{-4} - 10^{-2} c^{-1} выявили снижение истинных напряжений сплава, подвергнутом отжигу с медленным охлаждением. Снижение температуры отжига с 1170 до 1155°C привело к дополнительному снижению истинных напряжений в сплаве, что было связано с уменьшением размера зерен. Микроструктурные исследования деформированных на разные степени образцов показали, что в процессе горячего изотермического сжатия происходит формирование мелкозернистой структуры по механизму прерывистой динамической рекристаллизации. На основе проведенных исследований были разработаны режимы, обеспечивающие формирование однородной мелкозернистой структуры без видимых порошковых исходных границ. Изготовленные заготовки с мелкозернистой микроструктурой были подвергнуты обработке на твердый раствор при 1125°C или 1150°C , и старению. В результате было получено несколько структурных состояний с размерами зерен от 8 до 32 мкм и с разными размерами выделений γ' фазы. Исследование механических свойств сплава в различных структурных состояниях показало повышение предела прочности при комнатной температуре и 650°C , повышение предела текучести и относительного удлинения при температурах в диапазоне 20 - 750°C для сплава, подвергнутого деформации, по сравнению с не деформированными состояниями. Введение деформации также улучшило свойства сплава по ползучести и длительной прочности.

Исследование поддержано Российским научным фондом (проект №25-29-00806).

1. С.В. Рогожкин, Л.Б. Бер, А.А. Никитин, А.А. Хомич, О.А. Разницын, А.А. Лукьянчук, А.С. Шутов, М.М. Карашаев, А.Г. Залужный, Исследование гранулируемого жаропрочного никелевого сплава методом атомно-зондовой томографии. Физика металлов и металловедение, 2020, Т. 121, № 1, с. 60-71.

БЕСКОНТАКТНОЕ ИЗМЕРЕНИЕ ПОЛЕВОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПРОДОЛЬНОЙ МАГНИТОСТРИКЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Мушников А.Н.

Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург, Россия
mushnikov@imach.uran.ru

Эффект магнитострикции находит широкое применение в различных областях техники: прецизионные датчики перемещений, актуаторы, излучатели и приемники ультра- и гиперзвуковых волн. Для таких задач наиболее подходят специальные магнитострикционные материалы, деформация которых в насыщении может достигать величин порядка 10^{-3} . Несмотря на то, что коэффициент магнитострикции конструкционных ферромагнитных сталей на несколько порядков меньше [1], он также может представлять практический интерес – для решения задач неразрушающего контроля структуры и напряженно-деформированного состояния материала. Соответствующие подходы были предложены почти пол века назад [2], однако они не нашли широкого применения ввиду того, что классические методы измерения магнитострикции [3] требуют большого времени на подготовку для одного измерения (тензометрический метод) или не позволяют проводить измерения на крупногабаритных изделиях (дилатометрия). Поэтому представляет интерес разработка новых подходов для проведения экспресс измерений магнитострикции, в том числе бесконтактными методами. Один из современных подходов к измерению магнитострикции базируется на использовании лазерной доплеровской виброметрии [4], но и он сложен для реализации в полевых условиях.

В докладе рассмотрен способ определения полевой зависимости продольной магнитострикции, основанный на методе корреляции цифровых изображений с использованием двух оптических систем. Испытания созданной лабораторной установки показали возможность регистрировать магнитострикционные деформации величиной порядка 10^{-7} , что является достаточной чувствительностью для построения полевых зависимостей магнитострикции ферромагнитных конструкционных сталей, значения для которых в насыщении не превышают величин порядка 10^{-5} .

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИМАШ УрО РАН (№ НИОКТР 124020600045-0).

1. Мушников А.Н., Митропольская С.Ю. Влияние механического нагружения на магнитные характеристики трубных сталей разных классов // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. 2016. № 4. С. 57–70.
2. Макаров В.Н., Бикташев Т.Х. О совместном использовании продольного и поперечного эффектов магнитострикции для контроля напряжений в стальных изделиях // *Дефектоскопия*. 1981. № 5. С. 66–71.
3. Ekreem N.B., Olabi A.G., Prescott T., Rafferty A., Hashmi M.S.J. An overview of magnetostriction, its use and methods to measure these properties // *Journal of Materials Processing Technology*. 2007. V. 191. P. 96–101.
4. Serbin E.D., Perov V.N., Kostin V.N. Non-Contact Measurement of the Dynamic Magnetostriction Parameters of Ferromagnets // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2023. Iss. 6. P. 121–131.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА СТЕНКИ, НАПЛАВЛЕННЫЕ ПО ТЕХНОЛОГИИ WAAM

Рубаник В.В.¹, Луцко В.Ф.¹, Рубаник В.В. мл.¹, Шакуров И.А.¹, Драбо Д.П.¹,
Беляев С.П.², Реснина Н.Н.²

¹Институт технической акустики НАН Беларуси,
Витебск, Республика Беларусь

²Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
iakustika@mail.ru

В последние годы ультразвуковые колебания (УЗК) находят активное применение для улучшения физико-механических характеристик металлических стенок, изготавливаемых методом дуговой аддитивной наплавки (WAAM). Необходимость этого обусловлена формированием в материале при WAAM крупных столбчатых зерен, вызванных высокой скоростью охлаждения и значительным температурным градиентом [1,2]. Альтернативные подходы, такие как принудительное охлаждение наплавленных слоев, хоть и способствуют уменьшению размера зерен, часто индуцируют дефекты, такие как трещины, деформации и остаточные напряжения. Использование УЗК представляет собой эффективное решение, позволяющее добиться измельчения зерна и снижения внутренних напряжений без сопутствующего риска термических повреждений [3,4].

Для наплавки использовалась омедненная стальная проволока марки СВ-08-Г2С диаметром 0,8 мм. Подложкой служила сталь Ст3, закрепленная на титановом волноводе болтовым соединением (рис. 1). Процесс велся в среде аргона. Ультразвуковая обработка частотой 20 кГц, мощностью 1 кВт, осуществлялась при наплавке и охлаждении. Микроструктуру исследовали методом оптической микроскопии, а фазовый состав определяли с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА)



Рис 1. Вид крепления к волноводу подложки с полученной на ней по технологии послойной наплавки стенкой

Исследование микроструктуры поперечных срезов наплавленных стенок показало, что нижние слои, независимо от применения ультразвуковых колебаний, характеризуются мелкозернистой структурой с разноориентированными зернами. Данное явление обусловлено процессами повторного нагрева и рекристаллизации, происходящими при наплавке вышележащих слоев. В верхних слоях образцов, полученных без УЗК (рис. 2а), наблюдается преобладание крупных столбчатых зерен. Напротив, при ультразвуковом воздействии (рис. 2б) размер зерен в верхних слоях значи-

тельно снижается. Установлено, что данный эффект является следствием акустической кавитации, интенсифицирующей зарождение новых зерен и подавляющей их столбчатый рост.

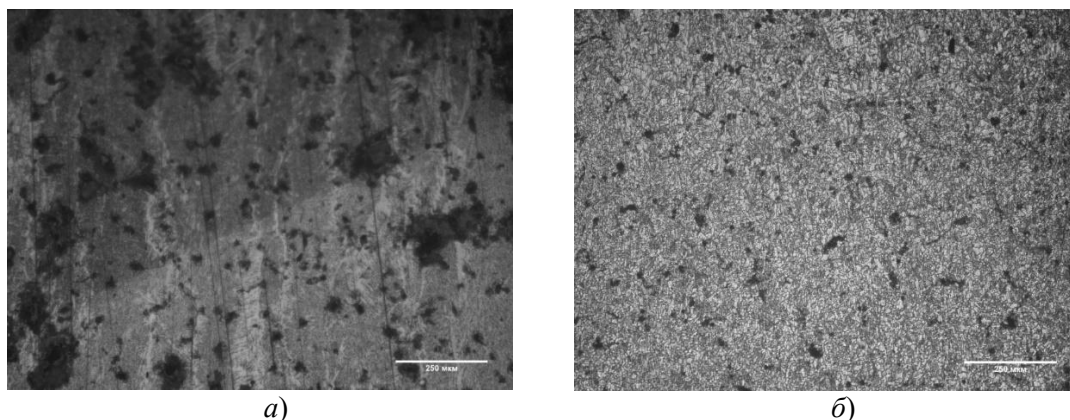


Рис. 2. Вид микроструктуры верхних слоев полученных стенок:
а – без наложения УЗК; *б* – с наложением УЗК

Рентгеноструктурный анализ (РСА) показал доминирование α -Fe-фазы во всех образцах. В верхних слоях *без* УЗК интенсивность рефлекса (110) оказалась в 1.5–3 раза ниже, чем у отожженного эталона, что характерно для структуры с преобладанием столбчатых зерен. При наложении УЗК разброс интенсивности уменьшается, отражая формирование более мелкозернистой кристаллической структуры. Эти данные согласуются с результатами микроструктурного анализа и подтверждают, что ультразвук подавляет рост столбчатых зерен.

Таким образом, применение ультразвука при WAAM-наплавке позволяет уменьшить размер зерен и минимизировать внутренние напряжения в наплавленных слоях. Полученные результаты демонстрируют возможность управления микроструктурой аддитивно изготовленных изделий без энергоемкой постобработки. Дальнейшие исследования будут сосредоточены на оптимизации параметров УЗК и оценке влияния модифицированной структуры на физико-механические свойства наплавленного материала.

1. Zhang, M., Wang, B., Li, X., Jiao, G., Fang, X., & Huang, K. Grain refinement of NiTi alloys during ultrasound-assisted wire-arc directed energy deposition// Virtual and Physical Prototyping. 2023. №19(1). DOI: 10.1080/17452759.2023.2289465
2. N. Resnina, I.A. Palani, S. Belyaev, S.S. Mani Prabu, P. Liulchak, U. Karaseva, M. Manikandan, S. Jayachandran, V. Bryukhanova, Anshu Sahu, R. Bikbaev// Structure, martensitic transformations and mechanical behaviour of NiTi shape memory alloy produced by wire arc additive manufacturing// Journal of Alloys and Compounds. 2021. № 851 DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.156851.
3. Zhang J, Xing Y, Zhang J, Cao J, Yang F, Zhang X. Effects of In-Process Ultrasonic Vibration on Weld Formation and Grain Size of Wire and Arc Additive Manufactured Parts// Materials. 2022. №15.C5168. DOI: 10.3390/ma15155168
4. Ji, Feilong & Qin, Xunpeng & Hu, Zeqi & Xiong, Xiaochen & Mao, Ni & Wu, Mengwu. Influence of ultrasonic vibration on molten pool behavior and deposition layer forming morphology for wire and arc additive manufacturing// International Communications in Heat and Mass Transfer. 2022. №130. C105789. DOI: 10.1016/j.icheatmasstransfer.2021.105789.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АД1

Нарыкова М.В., Кардашев Б.К., Бетехтин В.И., Левин А.А.,
Кадо́мцев А.Г., Лихачев А.И., Амосова О.В.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Технический алюминий АД1 широко используется благодаря высокой коррозионной стойкости, но его прочностные характеристики требуют оптимизации. Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации повышает прочность, однако стабильность свойств при нагреве остаётся малоизученной. Цель работы — определить температурные интервалы, обеспечивающие сохранение механических и структурных характеристик сплава АД1 после отжига.

Образцы АД1 в состояниях СМК-1 (прокатка при комнатной температуре), СМК-2 (прокатка с охлаждением жидким азотом) и МК (рекристаллизация при 250°C) подвергали изотермическому отжигу (50–350°C, 45 мин–4 ч). Структуру анализировали методами EBSD, рентгенодифракции (РД) и денситометрии, упругие и микропластические свойства изучали резонансным методом.

Согласно проведенным структурным исследованиям, до 200°C размер зёрен (1500 nm для МК, 470 nm для СМК-1, 500 nm для СМК-2) и распределение границ по разориентациям оставались стабильными. При 300°C наблюдалась рекристаллизация с формированием зерен 10–12 μm [1]. РД анализ показал, что отжиг при 200°C приводил к уменьшению параметра элементарной ячейки Al и образованию Al_2O_3 (до 5.8 мас.%). Однако оксидный слой не влиял на модуль Юнга из-за малой толщины.

Установлено, что значения микротвердости (HV) для СМК-2 (наибольшее — 52) оставались стабильными до 300°C. При 350°C HV снижалась до 35 для всех состояний, что связано с собирательной рекристаллизацией.

Модуль Юнга для СМК-1 (71.5 GPa) и СМК-2 (70 GPa) превышал значения для МК (68 GPa). После отжига при 300°C различия между состояниями нивелировались. Декремент (δ) и напряжение микропластического течения (σ) снижались с ростом температуры, достигая минимума при 200–300°C.

Стабильность свойств до 200°C объясняется релаксацией напряжений без значительных структурных изменений. Снижение декремента после отжига обусловлено уменьшением подвижных дислокаций.

Таким образом, установлено, что ультрамелкозернистые состояния АД1 сохраняют структурную стабильность до 200°C, а механические свойства — до 300°C. Образование Al_2O_3 при отжиге незначительно влияет на модуль Юнга. Полученные данные важны для применения сплава в условиях умеренного термонагружения, например, в авиационной и автомобильной промышленности.

1. Нарыкова М.В., Кардашев Б.К., Левин А.А., Кадо́мцев А.Г., Бетехтин В.И., Лихачев А.И. // ФТТ. 2024. Т. 66. Вып. 6. С.1008-1016.

БЕРЕЖЛИВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

Почетуха В.В., Романов Д.А., Вашук Е.С., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия
v.pochetuha@mail.ru

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

В рамках плана текущего научного проекта на первой стадии осуществлено формирование трех следующих систем: $\text{TiB}_2\text{-Ag}$, $\text{TiB}_2\text{-Ni-Ag}$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ag}$. В качестве примера рассмотрим подтверждение получения на поверхности медной подложки покрытий системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ag}$ методом электровзрывного напыления на первой стадии. Исследования структуры покрытий проведены взаимодополняющими методами световой микроскопии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, атомно-силовой микроскопии, рентгенофазового анализа и рентгено-спектрального анализа. В качестве подтверждения приведем результат исследования указанных покрытий методом сканирующей электронной микроскопии (рис. 1).

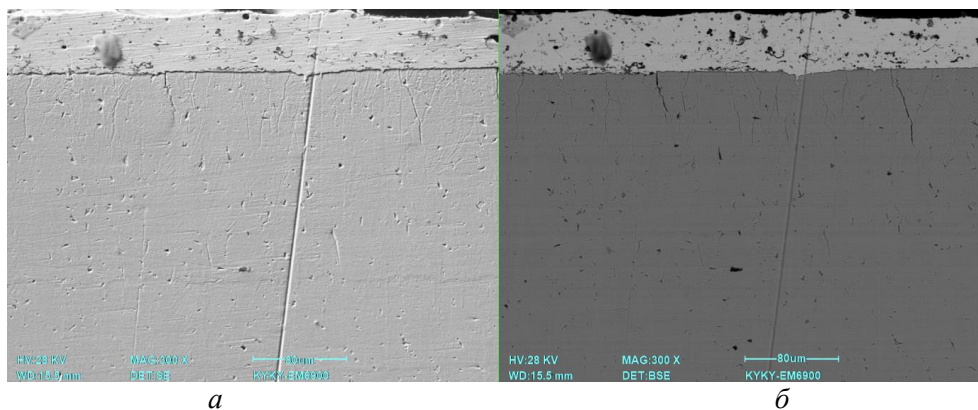


Рис. 1. Структура покрытия системы $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ag}$, полученного методом электровзрывного напыления на первой стадии электронно-ионно-плазменного напыления. Сканирующая электронная микроскопия. Прямой шлиф. Изображение (а) получено во вторичных электронах SE, изображение (б) получено в обратно отраженных электронах BSE

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

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

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ПРУТКОВ ИЗ МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА ZX10

Брилевский А.И., Бегун М.Э., Мерсон Д.Л.

*Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия
alexandrbril@yandex.ru*

Введение

Биорезорбируемые металлические имплантаты представляют собой материалы, способные растворяться в организме человека, тем самым, исключая необходимость повторных хирургических вмешательств для их удаления. Этот подход особенно востребован в травматологии и ортопедии, где подобные изделия используются для фиксации костных структур. Сплавы на основе магния занимают особое место среди биорезорбируемых материалов благодаря своим уникальным свойствам, включая биосовместимость, способность постепенно деградировать в физиологических условиях и достаточно высокие механические характеристики по сравнению с полимерными материалами, используемыми в медицине [1].

На основании литературных данных и консультаций с медицинскими специалистами были определены основные критерии, которым должны соответствовать биорезорбируемые магниевые сплавы [2].

Среди перспективных систем легирования выделяются Mg–Zn–Ca и Mg–Zn–Y. При этом сплавы Mg–Zn–Ca, как обладающие низкой токсичностью, высокой коррозионной стойкостью и хорошими механическими характеристиками, представляются наиболее подходящими для медицинского применения. Использование термомеханической обработки позволяет дополнительно улучшить свойства этих материалов.

Поскольку важнейшей характеристикой биорезорбируемых магниевых сплавов является скорость коррозии, величина которой зависит от множества факторов, **целью** данной работы было исследование влияния заключительной обработки поверхности на коррозионную стойкость биорезорбируемых прутков.

Материалы и методы исследования

Для исследования был использован магниевый сплав ZX10 (Mg–1Zn–0.12Ca), выплавленный на Соликамском опытно-металлургическом заводе. Заготовки подвергались всесторонней изотермической ковке (ВИК), позволяющей получить мелкозернистую структуру материала. ВИК проводился в диапазоне температур 425–350 °C с шагом 25 °C, в течение 16 циклов деформации. Из поковки электроискровым способом вырезались цилиндры диаметром 16 мм, которые экструдировали при температуре 200 °C в прутки диаметром 2,7 мм.

В качестве конечной операции были применены следующие методы обработки поверхности, перспективные для использования в промышленных условиях:

1. Электролитно-плазменная полировка (ЭПП) в растворе хлорида калия (2,5%) и лимонной кислоты (1%) при напряжении 250 В и температуре 60–70 °C.
2. Химическое травление в растворе плавиковой кислоты (HF, 45%) в ультразвуковой ванне.
3. Комбинированная обработка (HF + ЭПП).

Коррозионные испытания проводились на образцах диаметром 2,7 мм и длиной 20 мм в растворе Рингера при 37 °С. Оценку скорости коррозии проводили двумя независимыми методами: по измерению объема выделившегося водорода и с помощью гравиметрического анализа.

Результаты и обсуждение

Микроструктурный анализ показал, что после экструзии сплав ZX10 обладает мелкозернистой структурой со средним размером зерна 1–2 мкм. Испытания на одноосное растяжение подтвердили высокие механические характеристики материала и его соответствие требованиям [2]:

- предел прочности составил 340–347 МПа;
- относительное удлинение варьировалось от 21 до 42%, что значительно превышает минимальные требования для биорезорбируемых имплантатов.

Коррозионные испытания выявили существенное влияние методов обработки поверхности на скорость коррозии. Наибольшая скорость коррозии по гравиметрии ($10,4 \pm 5,0$) мм/год наблюдалась у необработанных образцов, что связано с загрязнением поверхности микрочастицами железа в процессе экструзии. Применение электролитно-плазменной полировки позволило снизить скорость коррозии до ($3,1 \pm 0,4$) мм/год. Обработка плавиковой кислотой еще более снижает скорость коррозии – до ($2,8 \pm 0,8$) мм/год. Комбинированная обработка (HF + ЭПП) обеспечила наиболее высокую коррозионную стойкость ($2,6 \pm 1,0$) мм/год.

Анализ поверхности после коррозионных испытаний показал преобладание язвенной (локальной) коррозии. Образцы, обработанные методом ЭПП, имели наиболее гладкую поверхность с минимальными признаками коррозии.

Выводы

1. Использованные режимы термомеханической обработки позволяют обеспечить механические свойства сплава ZX10 выше уровня требований, предъявляемых к временным имплантатам.

2. Электролитно-плазменная полировка, а также ее применение в комбинации с химическим травлением в растворе плавиковой кислоты являются эффективными методами снижения скорости коррозии за счет устранения загрязнения поверхности и улучшения ее качества.

3. Дальнейшие исследования должны быть направлены на оптимизацию технологических режимов обработки поверхности для повышения надёжности и долговечности прутков.

Работа выполнена в рамках проектов РНФ № 23-19-00636 и государственного задания FEMR 2024-0002.

1. Vinogradov A., Merson E., Myagkikh P. et al. Attaining High Functional Performance in Biodegradable Mg-Alloys: An Overview of Challenges and Prospects for the Mg-Zn-Ca System // Materials. – 2023. – 16. – 1324.
2. Д.Л. Мерсон, А.И. Брилевский, Е.Д. Мерсон, М.Л. Линдеров. Обеспечение требуемого комплекса механических, биомедицинских и эксплуатационных свойств биорезорбируемых имплантатов на основе магния / Тезисы доклада Международной конференции. Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск. 2024. С. 470.

ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ ИЗМЕНЕНИЙ КОМПОНЕНТОВ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОГО И ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Путилова Е.А.

Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург, Россия
tuevaevgenya@mail.ru

Магнитные методы неразрушающего контроля являются хорошо известными и зарекомендовавшими себя для оценки и диагностики изменений структурного и фазового состояния ферромагнитных материалов. Материалы, особенно ферромагнитные сплавы на основе железа, в процессе эксплуатации и обработки подвергаются термическим и деформационным воздействиям, что приводит к изменению их микроструктуры, механических свойств и, как следствие, эксплуатационной надежности. Необходимость обеспечения оперативного неразрушающего контроля этих изменений для прогнозирования остаточного ресурса, предотвращения аварий и оптимизации технологических процессов является важной задачей. Магнитные методы неразрушающего контроля предоставляют уникальные возможности для оценки структурных изменений, поскольку магнитные свойства ферромагнитных материалов тесно связаны с их микроструктурным состоянием. Существование фундаментальной связи "структура-свойства-магнитные параметры" обуславливает применение таких структурно-чувствительных параметров как максимальная магнитная проницаемость, коэрцитивная сила, остаточная индукция, параметры магнитных шумов Баркгаузена, магнитострикция. Изменения в кристаллической решетке, плотности дислокаций, размере зерна, фазовом составе, уровне внутренних напряжений и наличии дефектов напрямую влияют на доменную структуру и, соответственно, на вышеупомянутые магнитные характеристики.

Работы, выполняемые в ИМАШ УрО РАН, связаны с развитием междисциплинарного подхода, сочетающего в себе применение методик материаловедения, механики материалов и неразрушающих физических методов контроля, с целью прогнозирования изменений в текущем состоянии, а также оценке остаточного ресурса объектов из ферромагнитных материалов. Так, например, была экспериментально исследована зависимость магнитных характеристик слоистых стальных материалов, полученных по технологиям горячей пакетной прокатки и сварки взрывом, поверхностного упрочнения и установлена возможность диагностики образования и изменения количества магнитно-упорядоченной фазы в отдельных слоях по изменению уровня максимальной намагниченности, а также по значениям максимумов на полевых зависимостях дифференциальной магнитной проницаемости слоистых материалов. Было показано, что высота и положение пиков на полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости слоистых материалов могут служить параметрами при оценке степени пластической деформации прокаткой и упругопластической деформации одноосным растяжением как биметаллического материала в целом, так и компонентов в его составе.

Также было исследовано изменение структурного состояния и комплекса магнитных характеристик при варьировании в широком диапазоне температуры отжига, пластически деформированного одноосным растяжением и прокаткой технически чистого никеля. Процессы возврата и рекристаллизации в структуре никеля достаточно информативно отражаются как на изменении таких магнитных характеристик,

как коэрцитивная сила, максимальная магнитная проницаемость, число скачков Баркгаузена, так и на изменении полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости. В различном структурном состоянии (деформированная и рекристаллизованная структуры) положение пика дифференциальной магнитной проницаемости изменяется, как и его высота.

Получены результаты, связанные с перспективами развития методов неразрушающей магнитной диагностики высокоэнтропийных сплавов, однофазного и двухфазного составов системы CoCrFeNiAl_x . В этих материалах, варьируя параметр x , можно получить сплавы с различным соотношением ОЦК и ГЦК фаз, что в значительной мере влияет на структуру и уровень свойства конечного материала. Увеличение количества ферромагнитной ОЦК фазы в структуре изученного ВЭС приводит к росту значения намагниченности насыщения, а изменение дисперсности структурных составляющих напрямую связано с коэрцитивной силой и вызывает рост ее значений.

Таким образом, применение магнитных методов неразрушающего контроля позволяет с достаточно высокой эффективностью проводить оценку изменений фазового состава, параметров структуры ферромагнитных материалов различного класса в процессе деформационной и термической обработок.

Работа выполнена в рамках госзадания ИМАШ УрО РАН № 12407500003-6 с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ЧАСТОТНО-ВРЕМЕННОГО ПРЕОБРАЗОВАНИЯ И ДИСПЕРСИИ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЛН ДЛЯ ОЦЕНКИ ДЕФЕКТНОСТИ ПРУТКОВ МАЛОГО ДИАМЕТРА

Растегаева И.И.^{1*}, Растегаев И.А.¹, Мерсон Д.Л.¹, Муравьева О.В.²

¹ *Тольяттинский государственный университет*

² *Ижевский государственный технический университет им. М.Т. Калашикова*

** RastIgAev@yandex.ru*

Прутковый прокат из цветных и черных металлов остаётся одним из основных типов заготовок, применяемых для изготовления большого объема изделий в автомобильной, авиационной, космической, станкостроительной и др. отраслях машиностроения (пружины, валы, оси, штанги, все крепежные изделия), в строительстве (арматура, стяжки, растяжки, оттяжки, шпильки, гвозди), медицине (имплантаты, каркасы, спицы, крепежи) и в других технических и научных областях. Неразрушающий контроль (НК) прутковых (стержневых) заготовок позволяет повысить качество будущих изделий, снизить риск разрушения изделий во время эксплуатации, избежать затрат, связанных с осуществлением дальнейших технологических операций на заведомо дефектных заготовках. В связи с этим, НК прутковых заготовок и изделий из них является актуальной задачей, требующей постоянного совершенствования.

Сегодня НК пруткового проката проводят главным образом магнитными, вихретоковыми и акустическими методами, а в случае цветного (не магнитного) проката только двумя последними. При этом акустические методы имеют больше возможно-

стей, но акустический контроль прутков малого диаметра (до 10 мм) затруднен, т.к. его эффективность и разрешающая способность ограничена: соотношением «длина волны/диаметр прутка/размер дефекта»; величиной «мертвой зоны»; ориентацией дефекта по отношению к направлению распространения волны; количеством и площадью контактных поверхностей для ввода/приёма луча. Подходом, имеющим наименьшее число из указанных ограничений, является метод, использующий волноводные эффекты распространения акустических волн в стержнях [1]. Следует отметить, что чувствительность метода, основанного на оценке коэффициента отражения волны от дефекта, ограничена. Кроме того, значительное влияние на результат контроля оказывает трансформация акустического сигнала из-за дисперсии скорости волн. В работах [2, 3] предложен способ анализа и выделения мод в акустических сигналах с применением спектрограмм, т.е. разверток сигналов в координатах мощность-частота-время, получаемых после применения частотно-временного преобразования (ЧВП). В работе [4] показано, что данный подход может быть применен для контроля утонения трубчатых элементов. В нашей работе [5] показано, что указанный эффект с разной долей эффективности может быть реализован с помощью ЧВП: вейвлет, Фурье (оконное), Чои-Вильямса, Вигнера-Вилла и Гильберта-Хуанга. В настоящей работе рассматривается теоретическая возможность применения указанного подхода для оценки дефектности прутков малого диаметра, поскольку любой дефект можно представить, как изменение сечения волновода, что должно найти отражение и в частотно-временной структуре прошедшего через пруток сигнала.

Исследования проведены путем теоретического моделирования распространения нормальных волн в стержнях заготовок имплантатов из медицинского магниевого сплава диаметром 6,0 мм длиной: 0,6; 0,7; 1,0; 1,5; 2,0 и 3,0 м. Расчет и исследование дисперсии скорости акустических волн в магниевых стержнях проведен с помощью программного обеспечения «Elastic Waveguide Tracer», разработанного в ИжГТУ имени М.Т. Калашникова². Программа позволяет проводить теоретический расчет фазовых и групповых скоростей различных мод и распределение смещений в объектах типа: пластина, цилиндр и труба, а также оценить условия их существования с учетом структурных особенностей и характеристик материала в результате исследований получены дисперсионные кривые, графики затухания и эпюры смещений частиц при распространении симметричных (L), ассиметричных (F) и крутильных (T) мод акустических сигналов в магниевых стержнях. Полученные дисперсионные кривые по методике [4] пересчитаны во время прихода мод (рис. 1), что в дальнейшем позволит проводить их наложение на спектрограммы реальных ультразвуковых сигналов.

Теоретические исследования показали, что к внутренним дефектам типа трещины, раковины и инородные включения, располагающимся в центральной части сечения прутка (*I* рис. 1), следует ожидать чувствительность мод (в диапазоне частот): L_0 (1 – 450 кГц) и L_2 (400 – 500 кГц), а к тем же дефектам в средней (подповерхностной) части прутка (*II* рис. 1): L_1 (300 – 450 кГц), F_0 (1 – 300 кГц), F_1 (200 – 300 кГц), F_2 (250 – 450 кГц) и F_3 (450 – 500 кГц). К поверхностным дефектам прутка типа трещины, закаты и отслоения, ориентированных поперек образующей (*III* рис. 1), следует ожидать чувствительность мод: L_0 (1 – 450 кГц) и L_2 (400 – 500 кГц), а к тем же поверхностным дефектам, ориентированным вдоль образующей (*IV* рис. 1): F_0 (1 – 300 кГц) и F_1 (200 – 300 кГц). Для повышения эффективности предлагаемого подхода представляется логичным проводить поиск и оценку дефектности прутков по каждому типу дефекта посредством комплексного анализа рассеивания (поглощения) мощности сигнала одновременно на нескольких указанных модах и частотных диапазонах. Также возможно повысить достоверность предлагаемого подхода за

счет анализа структуры сигналов после нескольких отражений от торцов. Полученные результаты требуют практического подтверждения, что является дальнейшей целью выполнения работы.

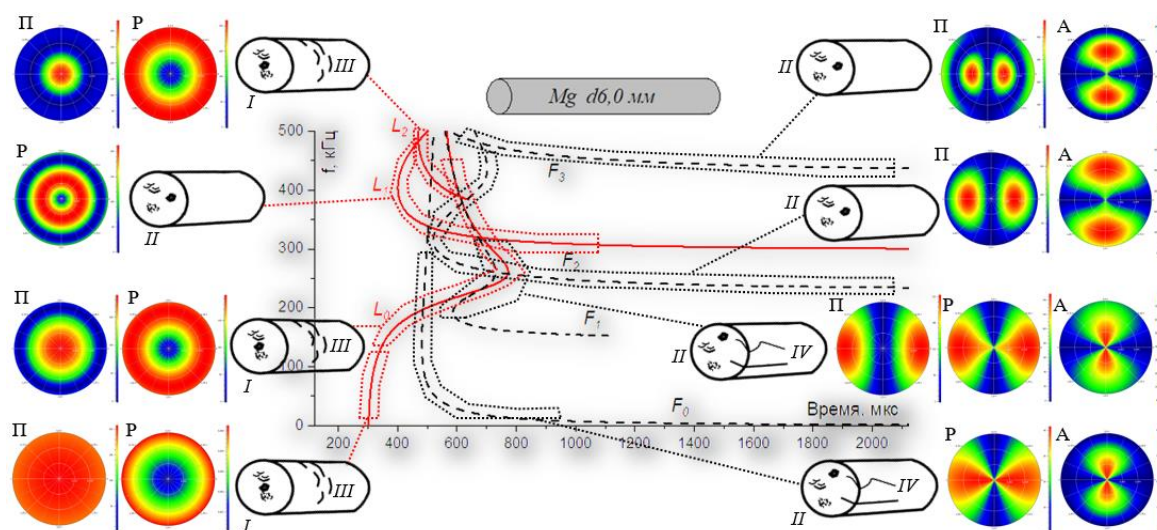


Рис. 1. Время прихода мод ультразвукового импульса, прошедшего через стержень из магниевого сплава диаметром 6 мм при длине стержня 1,5 м, без учета затухания, где: L и F – симметричные и асимметричные моды; Π , P и A – эпюры продольного, радиального и азимутального смещения частиц; I и II – внутренние дефекты типа трещин, раковин и инородных включений, располагающиеся соответственно в центре и средней части сечения прутка; III и IV – поверхностные дефекты типа трещин, закатов и отслоений, ориентированные соответственно поперек и вдоль прутка.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Государственных заданий: FEMR-2024-0002 и FZZN-2025-0003.

1. Муравьева О.В., Муравьев В.В., Стрижак В.А., Мурашов С.А., Пряхин А.В. Акустический волноводный контроль линейно-протяженных объектов / Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2017. – 234 с.
2. Hamstad M.A. Comparison of Wavelet Transform and Choi-Williams Distribution to Determine Group Velocities For Different Acoustic Emission Sensors / Journal of Acoustic Emission, 2008, 26, P. 40-59.
3. Hamstad M.A. On Lamb modes as a function of acoustic emission source rise time / Journal of Acoustic Emission, 2010, 28, C. 41-58.
4. Терентьев Д.А. Интегральная толщинометрия / В мире Неразрушающего контроля, 2014, 1(63), С. 59-62.
5. Растегаева И.И., Растегаев И.А., Аглетдинов Э.А., Мерсон Д.Л. Сравнение основных частотно-временных преобразований спектрального анализа сигналов акустической эмиссии / Frontier Materials and Technologies, 2022, 1, С. 49-60.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФРАКТАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НЕКОТОРЫХ ГЦК-МЕТАЛЛОВ И АНАЛИЗ ИХ ВОЗМОЖНЫХ ВЗАИМНЫХ КОРРЕЛЯЦИЙ

Аглетдинов Э.А., Данюк А.В., Ясников И.С.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

yasnikov@phystech.edu

В настоящей работе проводилась одноосная деформация ГЦК-металлов (медь, никель, алюминий) с одновременной регистрацией сигнала акустической эмиссии и регистрацией топографии поверхности с помощью оптического профилометра по принципу сканирующей интерферометрии белого света. При этом деформация образцов осуществлялась с помощью компактной статической испытательной машины с механизмом оппозитного перемещения траверс (*Kammrath & Weiss*), который исключал смещение рабочей части образца в поле наблюдения оптического прибора во время испытания. Это позволило регистрировать один и тот же участок поверхности в процессе деформации и избежать ряда экспериментальных артефактов [1].

Используя данные полученные в экспериментах, а также современные вычислительные методы, были получены значения фрактальной размерности поверхности образцов, а также значения фрактальной размерности временных рядов акустической эмиссии как функции состояния материала в процессе пластической деформации.

Для определения фрактальной размерности поверхности образцов использовался метод вариации по срезу (*transect variation estimation, TVE*), метод приращения по срезу (*transect increment estimation, TIE*) и метод квадратичных приращений (*square increment estimation, SIE*) [1]. Для определения фрактальной размерности временного ряда акустической эмиссии использовался метод Хигучи (*Higuchi method*) [2].

Для последующего анализа, весь процесс одноосной деформации образцов был разбит на три интервала: первый интервал - от начала деформации до первой критической точки (формирование дислокационных паттернов), второй интервал - от первой критической точки до второй (начало шейкообразования, точка Консидера), третий интервал - за второй критической точкой [3]. Описание физического смысла данных точек, а также их связь с устойчивостью пластической деформации в контексте флуктуаций дислокационной плотности представлено в работе [3]. Точкам, лежащим в этих интервалах был приписан различный цвет. Для первого интервала - зеленый цвет, для второго интервала - желтый, для третьего интервала - красный.

В качестве примера на рисунке 1 приведены экспериментальные данные, полученные для поликристаллической меди. На рис. 1 а приведена кривая нагружения (серый цвет), деформационного упрочнения (зеленый цвет) и приближение Кокса-Мекинга (красный цвет) для заданного образца. Кроме того нанесены первая и вторая критические точки сообразно представлениям работы [3]. На рис. 1 б представлен фрагмент непрерывного сигнала акустической эмиссии, а на рис. 1 с фрагмент микроструктуры, полученный с помощью метода EBSD. На рис. 1 d представлена зависимость фрактальной размерности временного ряда акустической эмиссии от фрактальной размерности поверхности образца, полученной тремя различными методами. При этом цвета точек соответствуют введенному ранее описанию по интервалам между критическими точками.

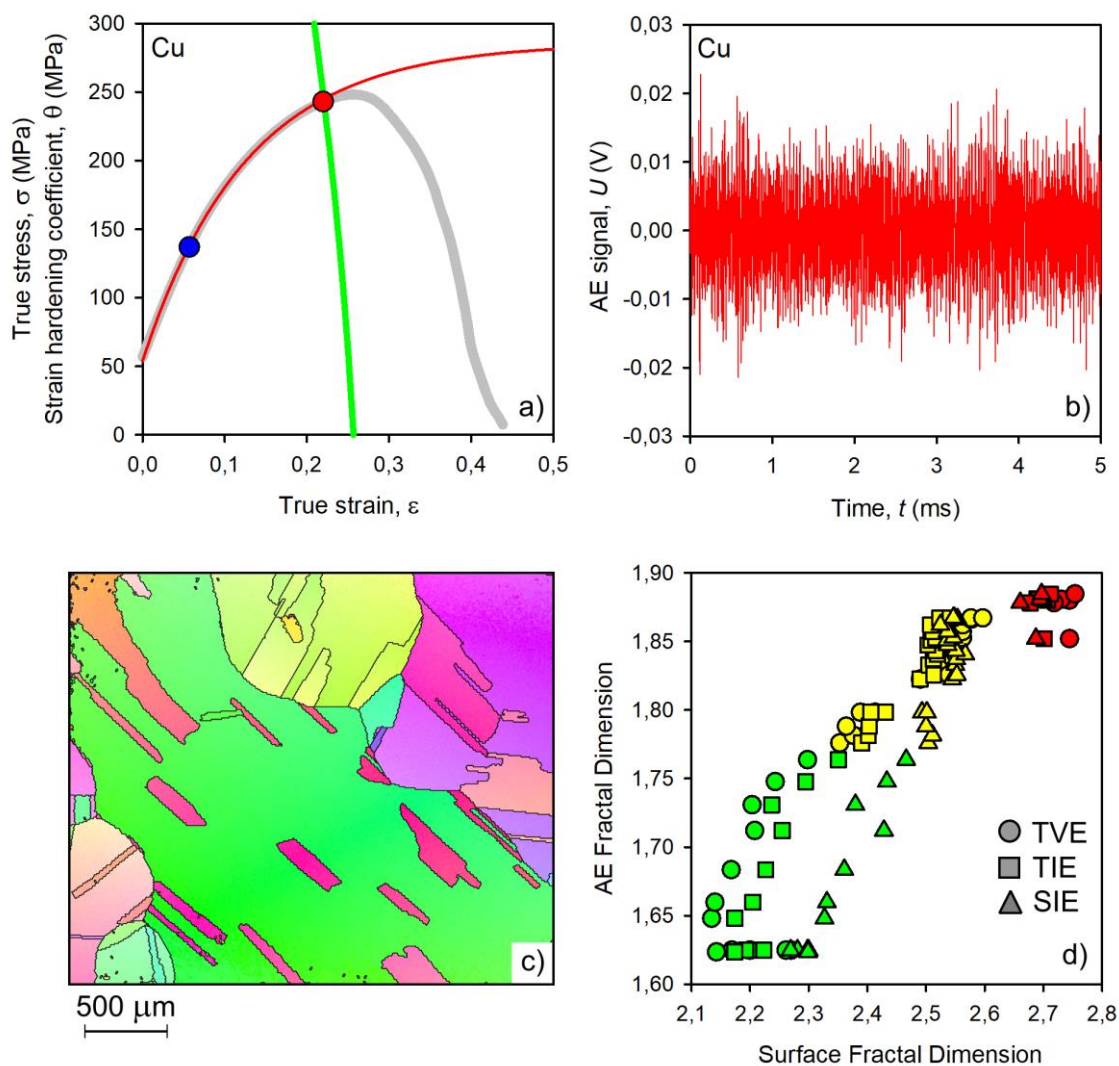


Рис. 1

В работе обсуждаются возможные корреляции между фрактальными характеристиками поверхности и временного ряда акустической эмиссии внутри выделенных интервалов, а также возможности взаимно-однозначного соответствия данных параметров.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского Научного Фонда в рамках реализации научного проекта № 24-29-00087.

1. И.С. Ясников, Э.А. Аглетдинов, А.В. Данюк In-situ диагностика эволюции деформационного рельефа поверхности поликристаллической меди в процессе ее пластического течения // Физика твердого тела – 2024. – Т. 66, вып. 5. – С. 765 – 774.
2. T. Higuchi Approach to an irregular time series on the basis of the fractal theory // Physica D: Nonlinear Phenomena - 1988. - Vol. 31, issue 2. - P. 277-283.
3. E.A. Agletdinov, I.S. Yasnikov Application of recurrence quantification analysis of acoustic emission time series to analysis of a plastic flow of metal // Physical Review E – 2023. – Vol. 108. – P. 044217.

ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ КАК ИНДИКАТОР СТЕПЕНИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ НЕКОТОРЫХ ГЦК-МЕТАЛЛОВ

Данюк А.В., Аглетдинов Э.А., Ясников И.С.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

yasnikov@phystech.edu

Данная работа является логическим продолжением серии экспериментов по одноосной деформации ГЦК-металлов (медь, никель, алюминий) с одновременной регистрацией сигнала акустической эмиссии и топографии поверхности с помощью оптического профилометра по принципу сканирующей интерферометрии белого света.

Поскольку измерения и вычисления фрактальной размерности были сделаны на поверхности различных деформируемых ГЦК-металлов, то в контексте настоящей работы имело смысл сравнить полученные нами в меди, никеле и алюминии значения между собой. Поэтому в качестве аргумента для значений фрактальной размерности в силу формулы Тейлора нами выбрано отношение $\frac{\sigma}{\beta} = \frac{\sigma}{\alpha G b M} = \sqrt{\rho}$,

где σ – истинное напряжение, $\alpha \sim 0.4$ - геометрический фактор, слабо зависящий от температуры, G – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса, M - ориентационный фактор, ρ - плотность дислокаций). Такой выбор аргумента делает его зависящим только от дислокационной плотности, а именно ее эволюция, по гипотезе, определяет изменение фрактальных характеристик поверхности. Это позволяет унифицировать все анализируемые экспериментальные данные с точки зрения зависимости только от управляющего параметра – дислокационной плотности, а также, в перспективе, сравнивать на одной диаграмме материалы с различными механическими свойствами. Необходимые характеристики исследуемых ГЦК-металлов представлены в таблице 1.

Таблица 1

Параметр	ГЦК-металл		
	Cu	Ni	Al
Параметр решётки, a , м	$3,615 \cdot 10^{-10}$	$3,524 \cdot 10^{-10}$	$4,050 \cdot 10^{-10}$
Вектор Бюргерса, $b = \left(\sqrt{2}/2\right)a$, м	$2,556 \cdot 10^{-10}$	$2,491 \cdot 10^{-10}$	$2,863 \cdot 10^{-10}$
Модуль сдвига, G , Па	$(41,5...44) \cdot 10^9$	$(73...77) \cdot 10^9$	$(25...26,5) \cdot 10^9$
$\beta = \alpha G b M$, Па·м ($\alpha \sim 0,4$; $M = 3,06$)	13,375	22,867	9,024
Предел текучести σ_Y (МПа)	56.67	79.61	32.79
σ_Y/β , 10^6 м^{-1}	4.23	3.48	3.63
Точка Консидера σ_N (МПа)	243.01	467.64	99.17
σ_N/β , 10^6 м^{-1}	18.17	20.45	10.99

Для определения фрактальной размерности поверхности образцов использовался метод вариации по срезу (*transect variation estimation, TVE*), метод приращения по срезу (*transect increment estimation, TIE*) и метод квадратичных приращений (*square increment estimation, SIE*) [1].

На рисунке 1 представлены зависимости фрактальной размерности, определенной различными методами для всех трех металлов, а цветными вертикальными линиями обозначены предел текучести (сплошные линии) и точка шейкообразования (штриховые линии). Из рисунка видно, что вблизи точки Консидера начинается локализация значений фрактальной размерности в ограниченные кластеры, также обозначенные на рисунке. При этом параметр по оси ОХ можно трактовать как среднюю плотность дислокаций, а параметр по оси ОУ как индикатор локальной плотности дислокаций в пределах поля измерений. В этом смысле чем больше разброс данных по оси ОУ для конкретного металла, тем больше склонность к локализации деформации.

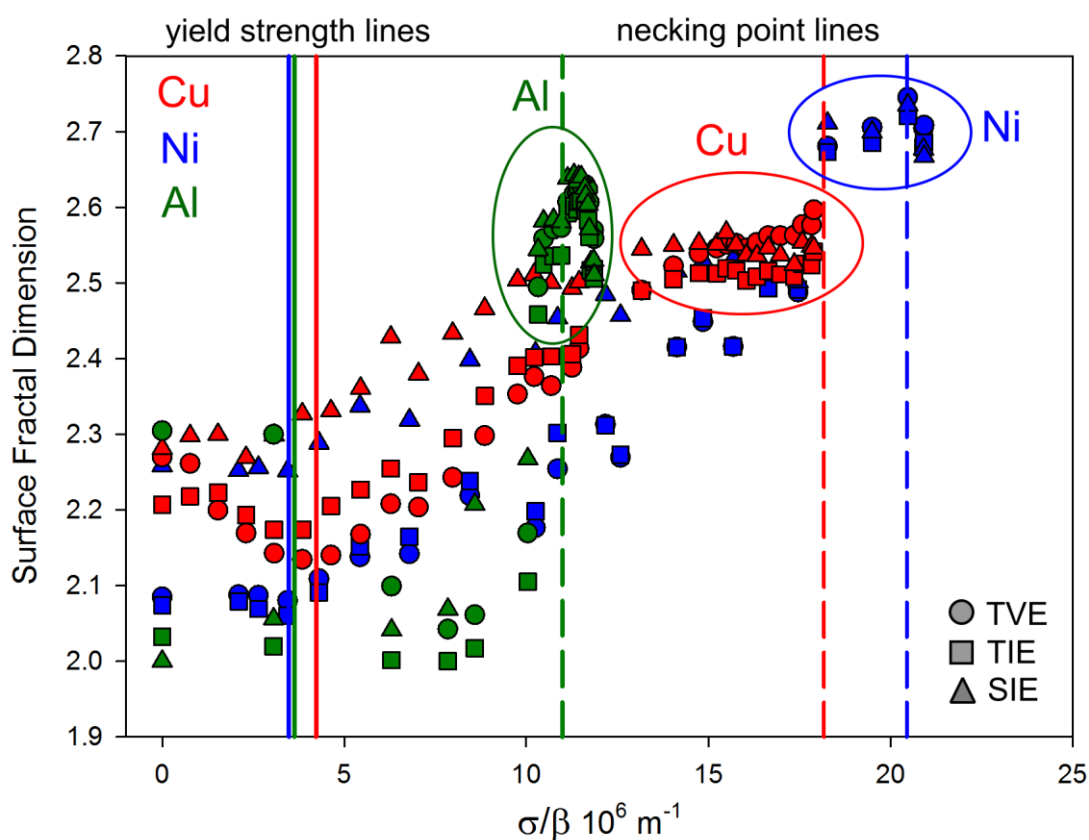


Рис. 1

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского Научного Фонда в рамках реализации научного проекта № 24-29-00087.

1. И.С. Ясников, Э.А. Аглетдинов, А.В. Данюк In-situ диагностика эволюции деформационного рельефа поверхности поликристаллической меди в процессе ее пластического течения // Физика твердого тела – 2024. – Т. 66, вып. 5. – С. 765 – 774.

MECHANISM OF FRICTION WELDING OF TWO DISSIMILAR STEELS

¹Boumerzoug Z., ²Raouache E., ³Helal Y.

¹LMSM, Department of Mechanical Engineering, University of Biskra, Biskra, Algeria

³Department of Mechanical Engineering, University of Bordj Bou Arreridj, Algeria

³Department of Hydrocarbon. University of Ouargla, Ouargla, 30000, Algeria

z.boumerzoug@univ-biskra.dz

Abstract

The objective of this research work is to study the mechanism of rotary friction welding of XC48 steel to A60 steel. It should be noted that this type of welding belongs to the environmentally friendly process, because it does not release any toxic fumes like conventional welding. The welding sequence of these two dissimilar steels was studied which allowed to deduce the two different welding stages which are the friction and forging stages and their relationships with the evolution of the temperature of the welded joint during the joining process. The main characterization technique was optical microscopy, hardness measurements, and thermal analysis. Our microstructural observations revealed that the high interconnection between the two dissimilar steels which indicates the good assembly of the dissimilar steels. The two distinct zones were observed (Heat affected zone, and Thermomechanical affected zone).

Key-words: Dissimilar steels, Rotary friction welding, Microstructures,

1.Introduction

Welding of dissimilar materials is the joining of two materials with different physical and chemical properties. In today's industry, the number of welding of dissimilar materials is increasing, either in number of dissimilar materials or in types of welding processes. Among the welding processes applied to join dissimilar materials, there is friction welding and in particular rotary friction welding. Rotary friction welding (RFW), a variant of friction welding, is a well-established solid state joining process, proven capable of producing high-quality welds between workpieces of similar and dissimilar materials [1,2]. The great advantage of this welding technique lies in the fact that some combinations of materials are easily welded, while they cannot be welded by traditional welding techniques [3]. The mechanism and thermal behavior of the welded joint during welding remains a subject of research and requires in-depth study despite the limited published work in this area [4]. In this context, two dissimilar steels, XC48 and A60, were welded by RFW and investigated by thermal analysis, optical microscopy, and hardness measurements.

2. Experimental Procedure

The two base metals chosen in this study are two dissimilar steels (X48 and A60) in the form of round bars with an initial diameter of 8 mm. Rotary Friction Welding was carried out in a milling machine. It consists of fixing the first metal (X48) and the second (A60) is set in rotation. It should be noted that several welding tests were carried out before achieving a quality weld. The thermal analysis was carried out by a thermal camera which allows the temperature to be recorded during the welding process.

3. Results and discussion

Macrographic observations allowed to follow in situ the mechanism of formation of the weld joint at each instant and the evolution of its temperature which allowed to deduce the welding sequence. Figure 1 shows only the beginning of the friction stage of the assembly of the two different steels. In this study, the two main stages of welding (Friction and forging) were established. The microscopic observations have revealed the two distinct

zones (Heat Affected Zone and Therm-mechanical Affected Zone). Figure 2 presents the central zone of the welded joint, showing the mixture zone between two dissimilar steels.

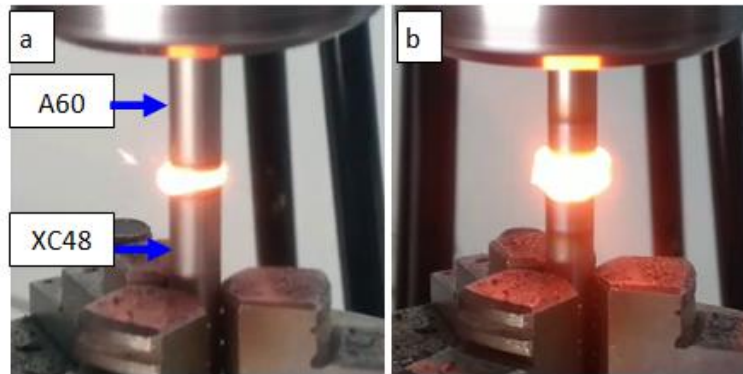


Fig. 1. Macroscopic view of the welded joint during friction welding stage (a): 4s and (b): 6s

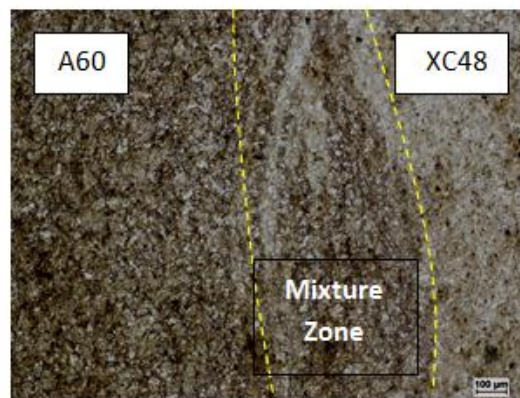


Fig. 2. Central zone of the welded joint by RFW process

The hardness measurements revealed the difference of hardness from zone to another zone in the welded joint.

4. Conclusion

RFW of XC48 steel to A60 steel was successfully carried out. Both friction and forging stages of welding were determined. In addition, the temperature variation of the weld joint was characterized by a rapid increase to a maximum temperature during the friction stage followed by a slow decrease during the forging stage. The welded joint revealed fine grains in the central area of the welded joint.

1. Maalekian, M., Kozeschnik, E., Brantner, H., & Cerjak, H. (2008). Comparative analysis of heat generation in friction welding of steel bars. *Acta Materialia*, 56(12), 2843–2855.
2. Jayabharath, K., Ashfaq, M., Venugopal, P., & Achar, D. (2006). Investigations on the continuous drive friction welding of sintered powder metallurgical (P/M) steel and wrought copper parts. *Materials Science and Engineering A*, 454–455, 114–123.
3. Benkherbache, H., Amroune, S., Zaoui, M., Mohamad, B., Silema, M., & Saidani, H. (2020). Characterization and mechanical behaviour of similar and dissimilar parts joined by rotary friction weld. *Engineering Solid Mechanics*, 23–30.
4. Boumerzoug, Z., & Helal, Y. (2024). Rotary friction welding of X70 steel to duplex stainless steel. *Welding International*, 38(2), 153–160.

ЭФФЕКТ ОТ ДОБАВКИ ЧАСТИЦ ОКСИДА ЦЕРИЯ CeO_2 В ЭЛЕКТРОЛИТ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ ОКСИДИРОВАНИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И АНТИКОРРОЗИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОКСИДНЫХ СЛОЕВ НА МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ С LPSO-ФАЗОЙ

Боргардт Е.Д., Полунина А.О., Полунин А.В., Криштал М.М.

*Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия
euborg13@gmail.com*

Плазменно-электролитическое оксидирование (ПЭО) – это технология поверхностной обработки металлов и сплавов вентильной группы, в ходе реализации которой на поверхности индуцируются множественные кратковременные (от нескольких мкс до нескольких десятков мкс) микроплазменные разряды, которые нагревают, плавят и окисляют подложку и формируют тонкий керамический слой на поверхности сплава [1]. Сформированное таким образом «покрытие» (оксидный слой)кратно превосходит подложку по твердости, термостойкости, износостойкости и коррозионной стойкости [2,3]. При этом ПЭО является процессом, конечную эффективность которого определяют как параметры обработки, так и состав и структура обрабатываемого сплава, состав применяемого электролита [4]. В данной работе в качестве модификатора электролита использовали частицы диоксида церия CeO_2 . Данное вещество может оказывать «ингибирующее» и «запечатывающее» воздействие на оксидный слой на магниевых сплавах с точки зрения улучшения антикоррозионных свойств, а также позволяет повышать износостойкость и производительность формирования «покрытий», как было показано в ряде работ на сплавах групп AZ (Mg–Al–Zn–Mn) и AM (Mg–Al–Mn–Zn) [5–7].

Цель данной работы – выявить и изучить эффекты от введения в электролит дисперсных частиц оксида церия при ПЭО Mg-REE сплава с LPSO-фазой для повышения производительности обработки, качества и служебных характеристик формируемых оксидных слоев, а также механизмы наблюдаемых эффектов.

Оксидирование вели на экспериментальном сплаве системы Mg–Y–Zn–Zr–Yb (масс. %: 6,68 Y; 2,27 Zn; 1,07 Zr; 0,056 Nd; Mn<0,005; Al, Fe <0,002; Si, Ni, Cu <0,001, остальное – Mg). Процесс проводили при частоте формовочных импульсов 1000 Гц квадратичной формы в обоих полупериодах, коэффициент заполнения 35%, плотность тока $10 \pm 0,5$ А/дм², соотношение полупериодов K/A = $0,5 \pm 0,02$; длительность режима обработки – 11 мин. В эксперименте использовали щелочной электролит на основе водного раствора гидроксида натрия NaOH (1 г/л), натрия фосфорнокислого двузамещенного двенадцативодного $\text{Na}_2\text{HPO}_4 \cdot 12\text{H}_2\text{O}$ (10 г/л), фторида натрия NaF (5 г/л) и алюмината натрия NaAlO_2 (10 г/л). Все реактивы химической чистоты. Оксидирование вели при постоянной температуре 285 ± 2 К. В электролит добавляли частицы оксида церия CeO_2 в концентрациях 1 и 4 г/л, со средним размером частиц 16 ± 1 мкм.

В работе изучали структуру, элементный (химический) и фазовый состав полученных оксидных слоев, а также измеряли их толщину, микротвердость, адгезионные характеристики, износостойкость и антикоррозионные свойства.

Введение в электролит частиц оксида церия приводит к небольшому уменьшению пористости и дефектности слоев. Для всех полученных образцов оксидных слоев характерен диапазон средних толщин ~25–28 мкм и СКО толщины в пределах образца ~4–6 мкм вне зависимости от добавки CeO_2 . Исследования химического (эле-

ментного) состава полученных слоев показали, что для каждого из вариантов концентрации частиц в электролите имеет место внедрение вещества наночастиц в оксидный слой. Рентгенодифракционный (XRD) анализ образцов оксидных слоев показал, что основными фазами всех образцов являются оксид магния (периклаз) MgO , алюминат магния (шпинель) MgAl_2O_4 , а также рентгеноаморфная фаза, содержащая фосфор и фтор. Поскольку температура плавления частиц диоксида церия составляет 2750°C [8], а температура процесса ПЭО на магнии ниже и составляет $1843\text{--}2370^\circ\text{C}$ [9], расплавления частиц диоксида церия и химических реакций не происходит. Добавление частиц CeO_2 в электролит приводит к их внедрению в оксидный слой в исходном виде.

В результате комплексного изучения свойств оксидных слоев было установлено, что добавление малой (1 г/л) концентрации оксида церия в электролит приводит к комплексному улучшению антикоррозионных свойств оксидных слоев, в то время как высокая (4 г/л) концентрация добавки приводит к улучшению механических свойств слоев. Так, для образца с добавкой 1 г/л CeO_2 отмечено снижение тока коррозии i_{corr} , нА/см^2 с $9,8 \pm 5,4$ для варианта без добавок до $3,8 \pm 0,7$ для варианта с добавкой 1 г/л. При этом повышение концентрации до 4 г/л приводит к повышению i_{corr} до $\sim 10 \text{ нА/см}^2$. Для концентрации 1 г/л также отмечено повышение поляризационного сопротивления R_p , $\text{МОм}\cdot\text{см}^2$: для базового варианта без добавок оно составило $4,3 \pm 2,5$, добавление 1 г/л привело к повышению R_p до $8,2 \pm 4,5$. При этом повышение концентрации до 4 г/л привело к снижению поляризационного сопротивления до $1,6 \pm 0,8$. В то же время добавление 4 г/л в электролит привело к комплексному улучшению ряда механических характеристик слоя, которое не было достигнуто при добавке 1 г/л. Твердость $\text{HV}_{0,1}$, МПа базового слоя составила $342,9 \pm 120,9$; добавление 1 г/л оксида церия привело к незначительному повышению твердости до $388,4 \pm 123,3$, в то время как добавление 4 г/л позволило повысить твердость слоев до $688,3 \pm 222,7$. Износ W , $\text{мкм}/(\text{м}\cdot\text{Н})$ оксидных слоев снизился с $0,16 \pm 0,04$ для базового слоя и $0,13 \pm 0,02$ для слоя с добавкой 1 г/л до $0,09 \pm 0,03$ для слоя с добавкой 4 г/л. Также можно отметить повышение комплексной адгезионной прочности. Площадь отслоения при уколе индентером Роквелла (ISO 26443:2023, VDI 3198 тестирование) снизилась с $0,17 \pm 0,06$ и $0,24 \pm 0,11$ для 0 и 1 г/л до $0,05 \pm 0,01$ для 4 г/л.

В целом, можно резюмировать, что, как модификатор оксидного слоя при ПЭО Mg-LPSO сплава, оксид церия в виде микронных частиц не показал выдающихся эффектов, но, тем не менее, были достигнуты точечные существенные улучшения свойств покрытий

Структурные и механические исследования в этой работе выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 25-19-00498, <https://rscf.ru/project/25-19-00498/>). Коррозионные испытания выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Госзадания FEMR-2024-0002.

1. S S. et al. Plasma Electrolytic Oxidation (PEO) Process-Processing, Properties, and Applications // Nanomater. (Basel, Switzerland). Nanomaterials (Basel), 2021. Vol. 11, № 6.
2. Sikdar S. et al. Plasma Electrolytic Oxidation (PEO) Process—Processing, Properties, and Applications // Nanomater. 2021, Vol. 11, Page 1375. Multidisciplinary Digital Publishing Institute, 2021. Vol. 11, № 6. P. 1375.
3. Simchen F. et al. Introduction to plasma electrolytic oxidation-an overview of the process and applications // Coatings. MDPI AG, 2020. Vol. 10, № 7.
4. Krishtal M.M. et al. Ceramic metal oxide coatings formation by hybrid plasma electrolytic treatment: Interaction scenarios of ceramic NPs with oxide layers // Ceram. Int. Elsevier, 2024. Vol. 50, № 11. P. 20777–20789.

5. Toorani M., Aliofkhazraei M., Naderi R. Ceria-embedded MAO process as pretreatment for corrosion protection of epoxy films applied on AZ31-magnesium alloy // J. Alloys Compd. Elsevier Ltd, 2019. Vol. 785. P. 669–683.
6. Atapour M., Blawert C., Zheludkevich M.L. The wear characteristics of CeO₂ containing nanocomposite coating made by aluminate-based PEO on AM 50 magnesium alloy // Surf. Coatings Technol. 2019. Vol. 357. P. 626–637.
7. Ur Rehman Z. et al. Structural and electrochemical properties of the catalytic CeO₂ nanoparticles-based PEO ceramic coatings on AZ91 Mg alloy // J. Alloys Compd. Elsevier, 2017. Vol. 726. P. 284–294.
8. Mohedano M., Blawert C., Zheludkevich M.L. Silicate-based Plasma Electrolytic Oxidation (PEO) coatings with incorporated CeO₂ particles on AM50 magnesium alloy // Mater. Des. Elsevier, 2015. Vol. 86. P. 735–744.
9. Lee K.M. et al. Evaluation of plasma temperature during plasma oxidation processing of AZ91 Mg alloy through analysis of the melting behavior of incorporated particles // Electrochim. Acta. Pergamon, 2012. Vol. 67. P. 6–11.

3D-ПЕЧАТЬ КАК ОДИН ИЗ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МЕТОДОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОСНАСТКИ ДЛЯ ИСПЫТАНИЯ ОБРАЗЦОВ И ИЗДЕЛИЙ ИЗ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Линдеров М.Л., Данилов В.А.

*Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия
dartvi@gmail.com*

Аддитивные технологии за последние несколько десятков лет произвели революцию в промышленности, изменив саму парадигму в изготовлении изделий и полуфабрикатов [1]. Использование 3D печатных устройств позволяет значительно сократить объем потраченного материала, а также удешевить изготовление моделей сложной формы. Отдельно следует выделить 3D печать изделий из полимерных материалов, где в настоящее время наблюдается активные разработки разнообразных филаментов с различным комплексом свойств (см. рис. 1).

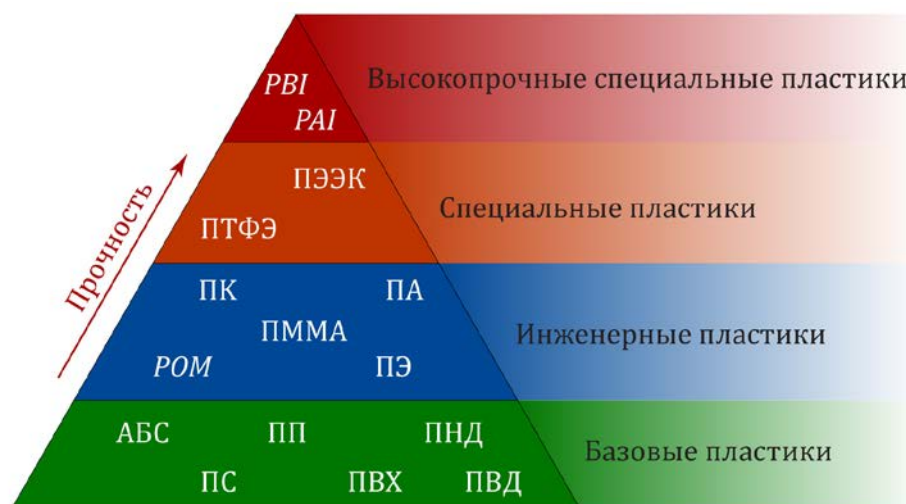


Рис. 1. Полимерные материалы для 3D-печати (адпт. по данным [2])

Снижение себестоимости и увеличение качества печати современных 3D принтеров, основанных на методе послойного наплавления (технология FFF/ FDM), делает данную технологию доступной для активного использования в промышленности, особенно в условиях, где полученные изделия не предполагается подвергать значительным нагрузкам и температурам. Одной из таких областей является медицина, особенно ее часть, связанная с испытанием изделий. В данной области, активно развивающимся направлением является использование магниевых сплавов в качестве материалов для временных имплантатов [3], учитывая, что данный металл может растворяться в человеческом организме без нанесения носителю значимого вреда. Однако испытания подобных материалов сопряжено с некоторыми трудностями, так как магний обладает наиболее отрицательным электродным потенциалом ($-2,37$ В), а значит он и его сплавы образуют гальваническую пару практически с любыми металлами, что может значительно исказить измеряемые физико-механические свойства в коррозионных средах [4], даже если материал напрямую не соприкасается с магнием [5]. В связи с этим, очень важно изолировать испытуемый образец или изделие от любых металлических конструкций и наиболее оптимальными материалами для этого являются полимеры будь то полиамиды (ПА6, ПА12) или АБС-пластики. В представленной работе обсуждаются отдельные узлы и фрагменты, которые перспективно изготавливать с использованием 3D-печати на примере установки для коррозионно-усталостных испытаний биорезорбируемых магниевых сплавов [6].

Работа выполнена в рамках государственного задания FEMR-2024-0002.

1. Xu W., Sayli J., Yuxiang Z. et al. 3D printing for polymer/particle-based processing: A review // *Composites Part B: Engineering*. – 2021. – 223. – 109102.
2. Daniel A., Bakhtiari H., Nouri A. et al. Fatigue properties of 3D-printed polymeric metamaterials: A review // *Smart Materials in Manufacturing*. – 2025. – 3. – 100076.
3. Vinogradov A., Merson E., Myagkikh P. et al. 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. Linderov M., Vasilev E., Merson D. et al. Corrosion fatigue of fine grain Mg-Zn-Zr and Mg-Y-Zn alloys // *Metals (Basel)*. – 2018. – 8. – No 1. – 20.
5. Мягких П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А. и др. Электрохимическое взаимодействие между биорезорбируемыми магниевыми сплавами ZX10 и WZ31 и медицинским титановым сплавом Ti6Al4V // *Frontier Materials & Technologies*. – 2024. – № 4. – С. 63-71.
6. Линдеров М.Л., Брилевский А.И., Мерсон Д.Л. Коррозионная установка для проведения усталостных испытаний биорезорбируемых магниевых сплавов // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2025 (в печати).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА И НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

Бражников И.С., Федосеева А.Э.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
brazhnikov@bsuedu.ru

Данная работа посвящена исследованию влияния различных условий испытаний на поведение 10% Сг стали мартенситного класса, дополнительно легированной кобальтом, вольфрамом, молибденом, медью и рением, с высоким В и низким N при малоцикловой усталости (МЦУ). Термообработка стали включала в себя нормализацию при 1050°C и отпуск при 770°C. После термической обработки структура стали представляла собой реечный троостит отпуска с высокой плотностью дислокаций. Были выявлены основные упрочняющие фазы: зернограницные частицы карбидов $M_{23}C_6$ со средним размером 70 нм и равномерно распределенные карбонитриды NbX со средним размером 30 нм.

При испытании на МЦУ при 20°C и амплитуде деформации 0,2% деформирование происходит в области упругого нагружения практически без пластической составляющей. Упрочнение материала наблюдается только при комнатной температуре. При повышенных температурах начиная уже с 5% от общего количества циклов до разрушения, амплитуда напряжения ниже напряжения первого цикла.

Увеличение температуры до эксплуатационных 600°C и 650°C при всех амплитудах деформации приводит к уменьшению в 2-3 раза количества циклов до разрушения. При этом разница в циклах до разрушения между 600°C и 650°C составляет 60-70% для малых амплитуд деформации и 30-35% для больших амплитуд деформаций (рис. 1).

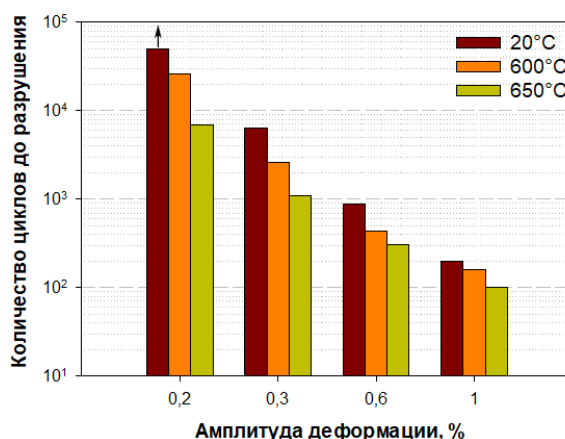


Рис. 1. Влияние амплитуды деформации и температуры испытания на количество циклов до разрушения

При температурах 600 и 650°C петли шире, чем при комнатной, что связано с увеличенной долей пластической составляющей при повышенных температурах (рис. 2). Наличие «зубчиков» на петле гистерезиса наблюдается для исследуемой стали при повышенных температурах и высоких амплитудах деформации, однако в ранее

проведенной работе [1] для стали 10%Cr–3% Co–0,2% Re без меди (0,2 вес.%) таких «зубчиков» обнаружено не было. Можно предположить, что такое поведение материала при повышенной температуре вызвано взаимодействием дислокаций с медными кластерами/частицами, которые имеют средний размер около 3 нм [2]. Ранее было обнаружено, что при одноосном растяжении медные частицы взаимодействуют с дислокациями одновременно и за счет химического эффекта через образование новых поверхностей из-за перерезания частиц дислокациями и за счет сдерживания скользящих дислокаций массивом препятствий [2].

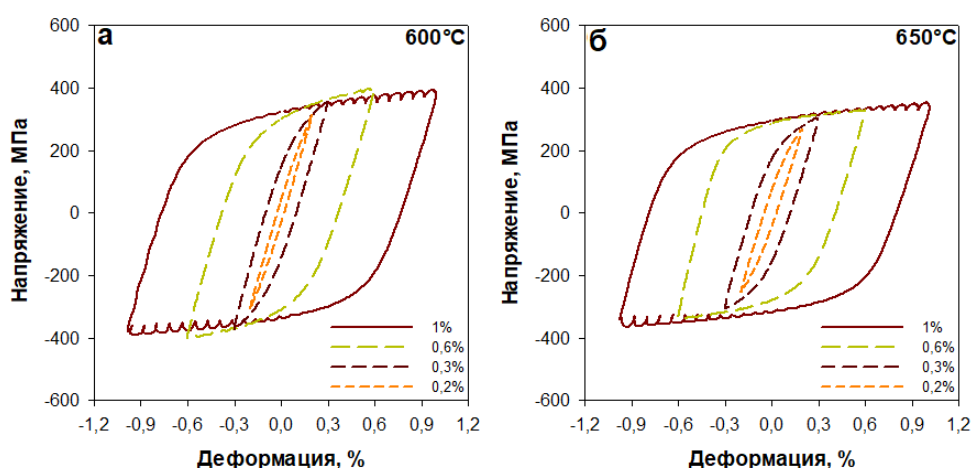


Рис. 2. Петли гистерезиса «Напряжение – деформация» в середине количества циклов нагружения при различных температурах испытания, *а* – 600 °С, *б* – 650 °С

Испытания на МЦУ при комнатной температуре существенно не влияют на речную структуру: ширина реек незначительно увеличивается с 380 до 410 нм. Увеличение температуры испытания напротив обеспечивает существенные изменения в микроструктуре, что выражается в образовании рекристаллизованных зерен и трансформация речной структуры в субзеренную. С увеличением амплитуды деформации с 0,2 до 1% ширина реек/субзерен субзерен увеличивается на ~ 30% при обеих температурах, что предположительно вызвано появлением пластической составляющей деформации. При всех температурах испытания плотность свободных дислокаций, рассчитанная по ПЭМ изображениям, остается в пределах 10^{14} м^{-2}

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение № 24-79-10112). Ссылка на информацию о проекте: <https://rscf.ru/project/24-79-10112/> Авторы выражают благодарность центру коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ" за предоставленное оборудование для проведения механических испытаний и структурных исследований.

1. Бражников И. С., Федосеева А. Э. Микроструктура и малоцикловая усталость при повышенных температурах высокохромистой стали мартенситного класса с низким содержанием азота и высоким содержанием бора //Физическая мезомеханика. – 2025. – Т. 28. – №. 1. – С. 97-112.
2. Fedoseeva, A. Klauz, N. Iskandarov, A. Boev, D. Aksyonov, and R. Kaibyshev, Effect of the Cu additives on strain-induced coarsening of the Laves phase in Re-containing 10% Cr-3% Co martensitic steels //Materials Science & Engineering A. – 2024. – Т. 897. – 146306. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146306>.

КРИТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ НА ПОВЕРХНОСТИ МАЛЫХ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ С ПОЛОСТЬЮ

Наумов Д.К.¹, Красницкий С.А.¹, Романов А.Е.^{1,2}, Смирнов А.М.¹

¹ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

² Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

dknaumov@niuitmo.ru

Хорошо известно, что частицы металлов с ГЦК решеткой могут обладать осью симметрии пятого порядка, запрещенными классическими законами кристаллографии. Одним из примеров таких частиц являются малые икосаэдрические частицы (МИЧ), для которых характерна многократно двойникованная структура. Двойниковые границы приводят к возникновению внутри МИЧ напряженно-деформированного состояния (НДС), которое можно описать в рамках дисклинационного подхода [1]. Упругие деформации, напряжения и упругая энергия МИЧ определяются в приближении линейной изотропной теории упругости с использованием упрощенной модели, когда частица икосаэдрической формы заменяется сферой равного объема с внедренной дисклинацией Маркса-Иоффе [1]. При определенных условиях НДС в МИЧ может релаксировать путем образования различных структурных дефектов [2]. Экспериментально установлено формирование и рост на поверхности электроосажденных Си МИЧ нитевидных кристаллов (НК) [3]. Часто в таких частицах с НК образуются и поры [4].

В настоящей работе предложена теоретическая модель формирования НК на поверхности МИЧ, в основу которой положен подход, изложенный в работе [5]. В рамках модели формирование НК происходит за счет зарождения и скольжения внутри частицы призматических дислокационных петель (ПДП) в поле напряжений дисклинации Маркса-Иоффе. Выход ПДП внедрения на поверхность частицы стимулирует рост НК, тогда как накопление ПДП вычитания в центре частицы способствует формированию и последующему росту поры. Начальное состояние МИЧ с внедренной дисклинацией Маркса-Иоффе и порой характеризуется энергией E_{tot} . После зарождения ПДП внедрения и вычитания энергия частицы равна E'_{tot} , а полное изменение энергии МИЧ имеет вид:

$$\Delta E = E'_{tot} - E_{tot} = E_v + E_i + E_{\chi v} + E_{\chi i} + E_{vi} \quad (1)$$

где E_{χ} , E_v , E_i – упругие энергии МИЧ с порой и дисклинацией Маркса-Иоффе, ПДП вычитания и ПДП внедрения соответственно, $E_{\chi v}$ и $E_{\chi i}$ – энергии взаимодействия ПДП с дисклинацией Маркса-Иоффе и порой, E_{vi} – энергия парного взаимодействия ПДП.

На рисунке 1 показаны зависимости изменения полной энергии системы ΔE от положения ПДП внедрения h_i в полую и сплошную частицу. Значения даны в единицах Gb^3 (G – модуль сдвига, b – модуль вектора Бюргерса). Анализ поля напряжений внутри МИЧ показал, что ПДП потенциально могут зарождаться в области, соответствующей примерно середине радиуса частицы. Установлено, что размер поры оказывает существенное влияние на высоту энергетического барьера: с увеличением размера поры возрастает энергия, необходимая для формирования НК, а скольжение ПДП внедрения начинается при большем удалении от ПДП вычитания. В частности, при увеличении радиуса поры с 50 до 150 нм высота энергетического барьера возрастает на ~24 %.

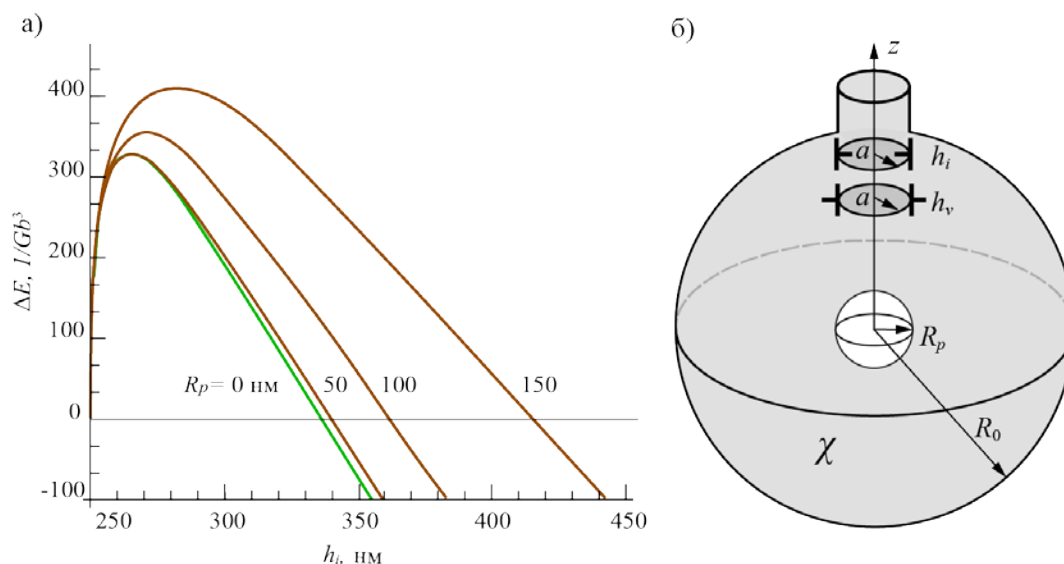


Рис. 1. ПДП в МИЧ: (а) зависимости изменения полной энергии системы ΔE от положения ПДП внедрения h_i . ПДП зарождаются на середине радиуса МИЧ. Зеленая кривая соответствует ΔE частице без поры, коричневые кривые – частице с порой ($R_p = 50$ нм, 100 нм, 150 нм); (б) схематическое представление МИЧ с порой НК. Параметры модели: радиус частицы $R_0 = 500$ нм, коэффициент Пуассона $\nu = 0,3$

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 23-72-10014.

1. Howie A., Marks L.D. Elastic strains and the energy balance for multiply twinned particles // Philos. Mag. A. – 1984. – 49 (1). – P. 95-109.
2. Gryaznov V.G., Kaprelov A.M., Romanov A.E., Polonskii I.A. Channels of relaxation of elastic stresses in pentagonal nanoparticles // Phys. status solidi. – 1991. – 167. – P. 441-450.
3. Yasnikov I.S., Vikarchuk A.A. Mechanisms of relaxation of elastic stresses in the process of growth of nanoparticles and microcrystals with disclination defects in electrocrystallization of fcc metals // Metal Sci. Heat Treat. – 2007. – 49(3-4). – P. 97
4. Vikarchuk A.A., Dorogov M.V. Features of the evolution of the structure and morphology of the surface of icosahedral copper particles in the annealing process // JETP letters. – 2013. – 97. – P. 594-598.
5. Romanov A.E., Dorogin L.M., Kolesnikova A.L., Kink I., Yasnikov I.S., Vikarchuk, A.A. A model of whisker crystal growth from a pentagonal small particle // Technical Physics Letters. – 2014. – 40(2). – P. 174-176.

СИНТЕЗ КАРБИДА МОЛИБДЕНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АЛЬТЕРНАТИВНЫХ ИСТОЧНИКОВ УГЛЕРОДА

Шляхов Т.С., Некля Ю.А., Курдюков А.В.

Томский политехнический университет, Томск, Россия
tss28@tpu.ru

Карбиды металлов представляют собой важный класс тугоплавких соединений, нашедших широкое применение в современных технологиях. Особый интерес среди них представляют карбиды молибдена (Mo_2C , MoC), обладающие уникальным сочетанием механических и каталитических свойств. В настоящее время разработано большое количество методов синтеза Mo_2C , включая: дуговой разряд в инертной га-

зовой среде [1], пиролиз молибденсодержащих прекурсоров [2], полимеризацию органических прекурсоров с последующей карбонизацией [3], где в качестве источника молибдена обычно используются порошки чистых металлов, их оксиды или соли, а также графит или технический углерод в качестве источника углерода.

Однако наш подход отличается использованием альтернативных источников углерода. В работе в качестве углеродсодержащего прекурсора применялись отходы биомассы и полимеров (древесная щепа, кожура фруктов, пластик, автомобильные покрышки и т.д.), предварительно подвергнутые пиролизу с получением технического углерода [4-5]. Такой способ позволяет значительно снизить нагрузку на окружающую среду и ресурсозависимость производства.

Синтез материала проводился в открытой атмосфере на трехфазной электродуговой установке, конструкция которой была ранее описана в опубликованном исследовании [6]. Синтезируемый порошок загружался в малый графитовый тигель и закрывался графитовой крышкой. Далее сборку помещали в большой графитовый тигель (катод), который устанавливался в углубления в нержавеющей пластине, подключенной к отрицательным выводам трех сварочных аппаратов Elitech, модель АИС 220Д. Положительные выводы подключались к трем графитовым электродам (анод). Синтез порошков осуществлялся при температурах 1600-1700°C. В отличие от вакуумных печных технологий, где достижение данных температур требует продолжительного нагрева (обычно 1-2 часа), в дуговом реакторе нагрев до целевых температур реализуется за 10-30 с благодаря использованию высокотемпературной плазмы. Такой подход обеспечивает на порядок более высокую скорость нагрева, локальный перегрев в зоне реакции и энергоэффективность всего процесса.

После синтеза образцы извлекали из внутреннего тигля, проводили механическое отделение от графитовых элементов и подготавливали для последующего анализа. Рентгенофазовый анализ образцов, синтезированных с использованием различных углеродных источников, показал, что максимальное содержание кристаллической фазы Mo_2C наблюдается при использовании углерода, полученного пиролизом сена при 600°C.

Для более детального рассмотрения и проведения сравнительного анализа синтезируемых материалов была использована спектроскопия комбинационного рассеяния (Рамановская спектроскопия), позволяющая рассмотреть, как структурные, так и химические особенности материалов. По своему виду спектры разных порошков идентичны друг другу. Пики $\sim 102\text{ см}^{-1}$, $\sim 276\text{ см}^{-1}$, $\sim 657\text{ см}^{-1}$ во всех спектрах вероятнее всего соответствуют оксидным фазам молибдена MoO_x , присутствие которого обусловлено взаимодействием порошка с воздухом в процессе синтеза. В результатах рентгеновской дифрактометрии данные фазы не были обнаружены, что может быть связано с небольшой интенсивностью пика в сравнении с остальными фазами. Карбиду молибдена со структурой Mo_2C можно отнести пики, расположенные на $\sim 809\text{ см}^{-1}$ и $\sim 977\text{ см}^{-1}$ [7]. Также необходимо отметить, что в синтезированном материале не обнаружено присутствие углерода в свободной форме, пики которого обычно наблюдаются $\sim 1350\text{-}1380\text{ см}^{-1}$ и $1580\text{-}1600\text{ см}^{-1}$, что говорит о чистоте порошка и хороших физико-химических характеристиках.

Исследование каталитических свойств синтезированного материала выявило значимую зависимость их электрокаталитической активности от типа используемого углеродного источника. Оценку каталитических свойств проводили методом трехэлектродной ячейки. Результаты показали, что все материалы, синтезированные при плазменной обработке характеризуются не высокой каталитической активностью. Стоит отметить, что материал, полученный из кедровой щепы является лучшим из всех исследуемых образцов. Кроме того, неплохие результаты по электрока-

талитической активности наблюдаются и у образца, полученного при использовании в качестве источника углерода – переработанное пиролизом при 600 °С сено. Возможно, это связано с тем, что исследуемые продукты содержат большое количество фазы Mo₂C.

Учитывая совокупность приведённых выше экспериментальных данных и наблюдений, можно сделать обоснованный вывод о том, что применение отходов биомассы и полимеров в качестве источника углерода оказывает положительное влияние на формирование структуры материала, его чистоту, а также на итоговые физико-химические характеристики. Такой подход не только способствует улучшению свойств полученного продукта, но и соответствует современным тенденциям устойчивого развития, предлагая экологически и экономически обоснованную альтернативу традиционным углеродным прекурсорам. Несмотря на умеренную каталитическую активность, полученный материал представляет перспективную основу для разработки композиционных катализаторов. В частности, он может служить эффективной матрицей для наночастиц благородных металлов: платины (Pt) и палладия (Pd), которые обладают высокой каталитической способностью.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FSWW-2025-0003).

1. Guo J, Wang J, Xuan C, et al. Molybdenum carbides embedded on carbon nanotubes for efficient hydrogen evolution reaction. *Journal of Electroanalytical Chemistry* 2017, 801, 7–13.
2. Kou Z, Zhang L, Ma Y, et al. 2D carbide nanomeshes and their assembling into 3D microflowers for efficient water splitting. *Appl Catal B* 2019, 243, 678–85. <https://doi.org/10.1016/J.APCATB.2018.11.008>.
3. Xing J, Li Y, Guo S, et al. Molybdenum carbide in-situ embedded into carbon nanosheets as efficient bifunctional electrocatalysts for overall water splitting. *Electrochim Acta* 2019, 298, 305–12. <https://doi.org/10.1016/J.ELECTACTA.2018.12.091>.
4. Svinukhova, A. A.; Yankovsky, S. A.; Misyukova, A. D.; Pak, A. Y. Electric Arc Synthesis of Titanium Carbide Using Carbon Obtained by the Thermal Conversion of Food Industry Wastes. *Solid Fuel Chem.* 2024, 58 (3), 210–218. <https://doi.org/10.3103/S0361521924700046>.
5. Pak, A. Y.; Larionov, K. B.; Korchagina, A. P.; Yakich, T. Y.; Nalivaiko, A. Y.; Gromov, A. A. Silicon carbide obtaining with DC arc-discharge plasma: synthesis, product characterization and purification. *Mater. Chem. Phys.* 2021, 271, 124938.
6. Поваляев П.В., Пак А.Я., Кокорина А.И., Власов А.В., Болатова Ж.С. Исследование режимов работы трехфазного электродугового реактора постоянного тока для синтеза карбида вольфрама // Вестник Башкирского университета. – 2023. – Т. 28, № 3. – С. 278-286.
7. Kim JY, Lindgren P, Zhang YJ, et al. Sulfur promotes hydrogen evolution on molybdenum carbide catalysts. *Mater Adv* 2021, 2, 4867–75. <https://doi.org/10.1039/d1ma00281c>.

СТРУКТУРА ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р18 НА СТАЛЬ 30ХГСА, ВЫЯВЛЕННАЯ МЕТОДОМ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Чапайкин А.С., Романов Д.А., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, tchapajkin.s@yandex.ru*

В настоящем материале сообщается о достигнутых исследованиях тонкой структуры покрытия из быстрорежущей стали Р18, полученного на поверхности стали 30ХГСА методом плазменной наплавки в среде азота. Тонкая структура покрытия исследована с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии. Микроструктура зоны наплавки. В области наплавки наблюдается ОЦК матрица с большой объемной долей карбидов $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ (M_6C). Карбиды намного толще по сравнению с ОЦК матрицей (электронный пучок дает слабые рефлексy) и судя по изображениям составляют около 50 % объема исследованных участков фольг. Объемная доля карбидов на изображениях зачастую больше, чем матрицы, поскольку электролитически ОЦК матрица быстрее полируется. В результате остается остов («скелет») из карбидов различной морфологии. На дифракционных картинах принадлежность карбидов к фазе M_6C определяется однозначно (совмещенный шаблон электронограммы ОЦК-Fe + $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$). Во многих случаях рефлексов от матрицы практически не видно (только рефлексy от карбида быстрорежущей стали). В тех случаях, когда видно матрицу, можно отметить, что она представляет собой феррит (ОЦК) с довольно высокой локальной плотностью дислокаций (10^{10} – 10^{11} см⁻², оценочно).

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

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

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

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

К ВОПРОСУ О КОРРЕЛЯЦИИ СТРУКТУРНЫХ И АКУСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg–Zn–Y–Gd

Растегаев И.А.^{1*}, Хрусталеv А.К.¹, Мерсон Д.Л.¹,
Растегаева И.И.¹, Муравьева О.В.²

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

²Ижевский государственный технический университет
им. М.Т. Калашникова, Ижевск, Россия

*RastlgAev@yandex.ru

Механические характеристики Mg-сплавов системы Mg–Zn–Y–Gd сопоставимы со сплавами на основе Al, Cu, Ti и Fe, поэтому сегодня они всерьез рассматриваются как конструкционный материал для объемных корпусных и фасонных элементов в изделиях, где требуется повысить прочность и рабочую температуру силовых элементов со снижением их веса. Известно, что эффект упрочнения Mg-сплавов системы Mg–Zn–Y–Gd связан с формированием у них LPSO-структуры (Long-Period Stacking Ordered), которая представляет собой X-фазу в виде соединения $Mg_{12}YZn$ с упорядочиванием по типу 14H или 18R. Таким образом, по сути, Mg-сплавы системы Mg–Zn–Y–Gd с X-фазой представляют собой композиты, состоящие из зерен матрицы α -Mg, армированных сопоставимыми с ними по размерам второй (X-) фазы, принципиально отличающейся по кристаллическому строению и плотности (~ 2,7 раз). Кроме этого, X-фаза формируется в Mg-сплаве не только по границам зерен в виде отдельных конгломератов, но и в теле зерна в виде пластин, придавая зернам полосчатый вид. Указанная двухвариантная структурная неоднородность X-фазы и объемная доля её содержания сильно влияет на акустические характеристики Mg-сплавов, особенно на характер затухания акустических волн. Традиционно для оценки такого влияния используют зависимости вида $\delta = f(D/\lambda)$ и $\delta \sim f^m$, где: δ , λ и f – коэффициент затухания, длина и частота акустической волны, D – средний размер зерна материала, m – показатель степени. Однако в работе [1] обнаружено отклонение полученных результатов от классических закономерностей, установленных в данных координатах для поликристаллических структур. Последнее связано с отсутствием на сегодня понимания о структурных параметрах, позволяющих адекватно оценить такое неравномерное распределение X-фазы в сплаве и при этом коррелирующих с акустическими характеристиками Mg-сплавов данной группы. Последнее сдерживает применение акустических методов для оценки содержания X-фазы в Mg-сплавах, а также их неразрушающего контроля. Поэтому поиск таких обобщенных параметров оценки структуры Mg-сплавов с X-фазой представляет собой актуальную задачу, на решение которой и направлена настоящая работа.

Анализ литературных источников, посвященных вопросам теоретической оценки акустических характеристик материалов при известных их лигатурных и фазовых составах, а также некоторых свойств показал следующее. Скорость продольной и поперечных волн пропорциональна модулю упругости (соответственно продольному и поперечному) и обратно пропорциональна плотности материала. Следовательно, не следует ожидать их корреляции с размером зерен матрицы и частиц второй фазы, но должна быть корреляция с объемной концентрацией второй фазы. Функциональная зависимость δ более сложная, т.к. в большей степени зависит от размера структурных составляющих материала и неоднородности их плотности, поэтому все известные модели включают параметры, характеризующие: размер струк-

турных элементов, тип распределения структурных элементов по размерам, упругую анизотропию материала и объемную концентрацию в сплаве второй фазы. Таким образом, наибольшую корреляцию с акустическими характеристиками Mg-сплавов должны иметь параметры, отражающие: объемную концентрацию второй фазы и геометрическое соотношение структурного размера второй фазы к структурным размерам матрицы. Исходя из этого, предложено одиннадцать структурных параметров с модификаций способов их подсчета, учитывающих характер распределения второй фазы, это: относительная объемная доля X-фазы, определенная по рентгенограмме по стехиометрическому соотношению химических элементов и методом А.А. Глаголева без и с учетом X-фазы в виде полосчатого внедрения в зерно матрицы; средний размер зерна матрицы и конгломератов X-фазы с учетом закона распределения их по размерам; отношение среднего размера прослоек X-фазы к среднему размеру зерна матрицы; отношение площади X-фазы к матрице без и с учетом X-фазы в виде полосчатого внедрения в зерно матрицы; относительная концентрация X-фазы без и с учетом X-фазы в виде полосчатого внедрения в зерно матрицы. Указанные структурные параметры сопоставлялись со следующими восемью акустическими и упругими характеристиками Mg-сплавов: скорость и волновое сопротивление продольной и поперечной волны; модуль продольной и поперечной упругости; коэффициент Пуассона и коэффициент затухания. Исследования проведены на девяти Mg-сплавах экспериментальной плавки, содержащих X-фазу разного структурного вида и объемного распределения между границами зерен (конгломератов) и тела зерна матрицы α -Mg (полосчатость зерна), а также магния чистоты 99,9%. Экспериментальная группа сплавов отбиралась так, чтобы захватить основной диапазон легирования (масс.%): $2,27 \leq Y \leq 7,6$; $0,88 \leq Zn \leq 2,78$; $0 \leq Gd \leq 4,9$; $0,07 \leq Zr \leq 0,68$, что входит в диапазон атомных соотношений формирования X-фазы, а именно: $1,07 \leq Y/Zn \leq 2,32$ и $1,6 \leq Y+Gd/Zn \leq 2,98$. В докладе представлены промежуточные результаты работы в виде матрицы корреляции между структурными параметрами, акустическими характеристиками и динамическими упругими модулями, полученными для исследуемой группы экспериментальных сплавов. Представленная матрица корреляции позволяет в первом приближении ранжировать предложенные структурные параметры по их чувствительности к основным акустическим или упругим характеристикам Mg-сплавов с X-фазой.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Государственных заданий: FEMR-2024-0002 (исследования структуры и затухания) и FZZN-2025-0003 (определение скоростей акустических волн).

1. Influence of Secondary Phase on Elastic and Acoustic Characteristics of Magnesium Alloys of the Mg-Zn-Y-Gd System / I. A. Rastegaev, A. K. Khrustalev, D. L. Merson, I. I. Rastegaeva, O. V. Murav'eva, V. V. Murav'ev, A. L. Vladykin // Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2024, Vol. 65, No. 4, pp. 185–198.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

Панькина А.А.^{*}, Барат В.А., Марченков А.Ю.

Национальный исследовательский университет «МЭИ»,
Москва, Россия

^{*} PankinaAA@mpei.ru

В данной работе рассматривается возможность повышения достоверности выявления межкристаллитной коррозии (МКК) за счет применения в процессе испытаний на стойкость к межкристаллитной коррозии дополнительного физического метода контроля – метода акустической эмиссии (АЭ).

В качестве объекта исследования в работе рассматривается сталь аустенитного класса 12X18Н9 (применяется в качестве аналога стали AISI 304), широко распространенная в промышленности и имеющая склонность к МКК из-за относительно высокого содержания углерода (до 0,12%), а также из-за отсутствия в составе стабилизирующих элементов, предотвращающих образование карбидов хрома.

Образцы исследуемой стали подвергали термической обработке при температурах 600°C, 650°C и 700°C в течение 25 часов, а также коррозионной обработке в кипящем водном растворе сернокислой меди и серной кислоты в присутствии металлической меди для создания в образцах МКК с различной степенью повреждений. Затем образцы были испытаны на стойкость к МКК с помощью испытания на статический трёхточечный изгиб (ГОСТ 6032–2017), при котором в дополнение к стандартной методике испытаний был применен метод АЭ.

Исследование микроструктуры образцов после сенсibilизирующей термической обработки при температуре 600°C показали склонность стали к МКК за счет формирования карбидной сетки по границам зерен (рис. 1а). На основании результатов энергодисперсионной спектроскопии было установлено, что помимо карбидной сетки в структуре присутствуют одиночные и строчечные включения σ -фазы типа FeCr, расположенные как по границам, так и в теле зёрен.

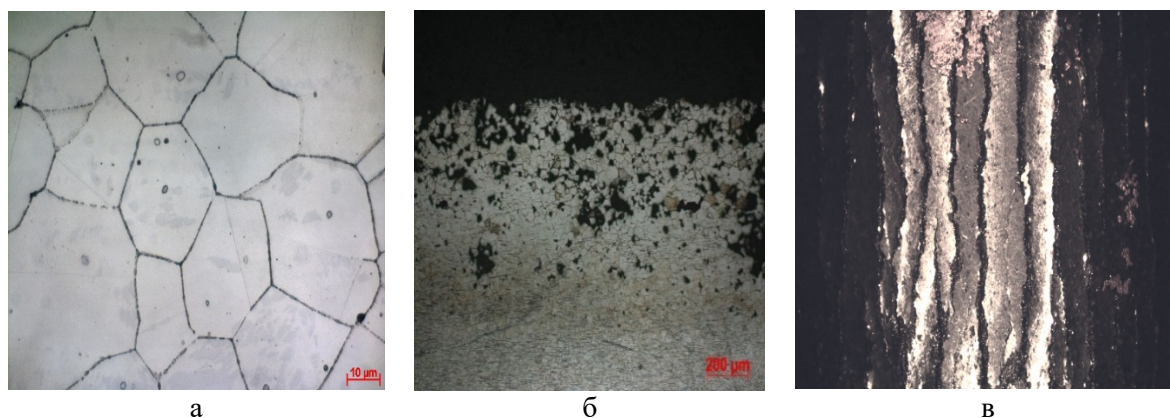


Рис. 1. Микроструктура стали 12X18Н9: после сенсibilизации при 600 °С без коррозионной обработки (видны карбиды по границам зерен) (а), недеформированной области после испытания (б), фотография зоны изгиба образца после термической и коррозионной обработки (в)

Исследования микроструктуры стали 12Х18Н9 после выдержки в коррозионно-активной среде показывают наличие интенсивного коррозионного межкристаллитного растрескивания (рис. 1б), а по результатам визуального и микроскопического исследования на наружной изогнутой поверхности выявляются развитые поперечные трещины (рис.1в).

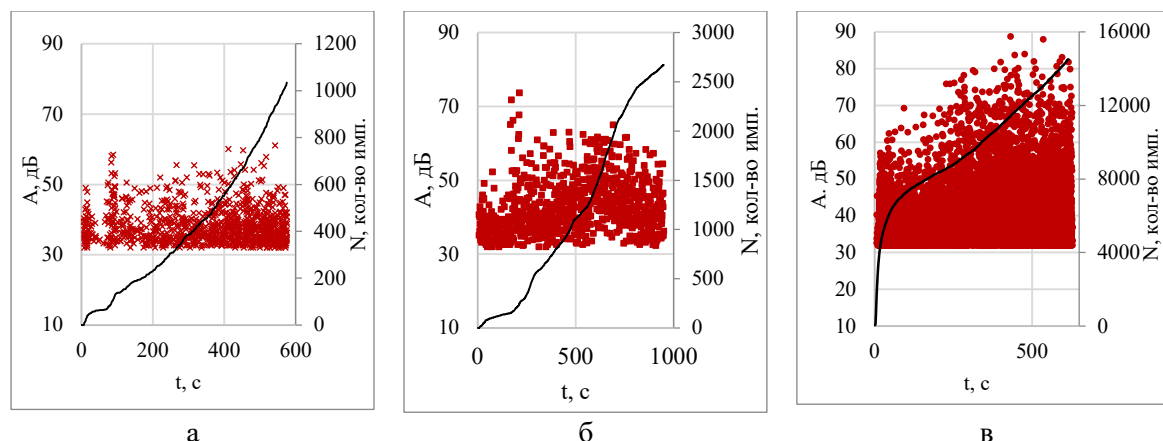


Рис. 2. Данные АЭ, амплитуды импульсов АЭ и суммарный счет при испытании образцов стали 12Х18Н9 в исходном состоянии (а), в сенсibilизированном состоянии после термической обработки при 600 °С (б), после термообработки и коррозионной обработки по методу АМУ при температуре 600 °С (в)

Данные АЭ, полученные при статическом изгибе образцов в исходном состоянии, являются характерными для физических процессов, происходящих при упруго-пластической деформации аустенитных сталей (рис.2а) [1]. При испытании образцов в сенсibilизированном состоянии уровень амплитуд импульсов АЭ повышается из-за наличия дополнительного источника разрушения – хрупкой сигма-фазы. Также, наблюдается изменение формы и частотного спектра АЭ сигналов (рис.2б) [2]. При испытании образцов с выраженной МКК происходит существенное изменение характера данных АЭ. Стресс-коррозионные трещины и разрушение поверхностного слоя образца являются активными источниками АЭ и характеризуются высокими значениями амплитуд импульсов АЭ. Кроме того, наблюдается выраженный тренд роста амплитуд, характерный для развития трещиноподобных дефектов (рис.2в).

Исследование выполнено в рамках проекта «Разработка методики выявления процессов сенсibilизации и образования межкристаллитной коррозии в аустенитных сталях методом акустической эмиссии» (ПНИ-24/26-34) при поддержке гранта НИУ «МЭИ» на реализацию программы научных исследований «Приоритет 2030: Технологии будущего» в 2024-2026 гг.

1. С.К. Mukhopadhyay, К.К. Ray, Т. Jayakumar, Baldev Raj, Acoustic emission from tensile deformation of unnotched and notched specimens of AISI type 304 stainless steels, // Materials Science and Engineering: A, Volume 255, Issues 1–2, 1998, Pages 98-106
2. Merson E.D., Poluyanov V.A., Myagkikh P.N., Merson D.L. Application of the acoustic emission technique for studying kinetics of corrosion processed in the ZK60 magnesium alloy. // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2024. Т. 65. № 3. С. 142-150

ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ РЕАКТОРНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВОДОРОДИНДУЦИРОВАННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ

Гуркина Н.Ю.^{1*}, Нечаева А.В.¹, Шалагаев В.В.^{1,2}

¹Акционерное общество «Научно-диагностический центр «Научно-производственная фирма «Русская лаборатория», Санкт-Петербург, Россия

²Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

* Nadezhda.Gurkina@ruslab.org

В данной работе проведен комплекс восстановительной термической обработки (далее – ВТО) с целью восстановления эксплуатационных (структурных, механических) свойств металла разрушенного при эксплуатации корпуса реактора нефтехимического оборудования, изготовленного из марки стали 09Г2С. Металл в течение 85 тыс. ч эксплуатировался при давлении 0,049 МПа и температуре 344 °С в водородосодержащей среде. При проведении комплекса лабораторных испытаний (визуальный осмотр, химический анализ, механические испытания, металлографический анализ, анализ концентрации водорода в металле) фиксировались пониженные механические свойства, а также полное обезуглероживание в микроструктуре металла при сохранении количества углерода (~0,12%) в пределах норм для стали 09Г2С. Углерод определялся методом оптико-эмиссионного анализа с погрешностью не более 3-5%. Зафиксированные изменения обусловлены воздействием водорода на металл при эксплуатации и идентифицируются как водородное охрупчивание.

В качестве ВТО применена нормализация с предварительной дегазацией. При подобранных режимах (температура, время выдержки) получены следующие положительные результаты: восстановление двухфазной микроструктуры; снижение концентрации водорода более чем в 2 раза; улучшение механических свойств металла (повышение прочности и ударной вязкости).

Указанные выше изменения подтверждены с помощью методов оптической и электронной микроскопии, а также стандартными методами испытаний на растяжение и ударный изгиб. Микроструктурное строение стали и значения ее механических свойств (как статических, так и динамических) после применения режима ВТО подтверждают механизмы скопления углерода на границах зерен, описанные в [1].

Таким образом, использованный режим ВТО является эффективным методом восстановления свойств низколегированной реакторной стали после водородного охрупчивания, сопровождающегося практически полным микроструктурным обезуглероживанием.

По результатам проведенных исследований получен патент на изобретение «Способ восстановительной термообработки стального оборудования после деградации его материала, вызванной накоплением в нем водорода» (заявка №2024131426/05(069548), дата начала действия 18.10.2024 г.).

1. Redistribution of carbon in steels during long-term operation of equipment in hydrogen-containing environments / A.V. Nechaeva, L.G. Vagina, A.M. Polyansky, V. Polyansky V.V. Shalagaev, Yu.A. Yakovlev // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2025. – Iss. 1. – P. 011–022. DOI: 10.17804/2410-9908.2025.1.011-022.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТОЙКОСТЬ СПЛАВА МА2-1 К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л.

*НИИ прогрессивных технологий,
Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия
Mersoned@gmail.com*

Высокая склонность высокопрочных магниевых сплавов к коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН) является серьезным препятствием для их более широкого внедрения, например, в качестве легких конструкционных материалов в автомобильной и авиационной промышленности, а также в медицине, где сплавы магния используются для изготовления биорезорбируемых имплантатов. В связи с этим актуальной задачей является повышение стойкости магниевых сплавов к КРН, для решения которой необходимо тщательное изучение особенностей и природы данного явления. Настоящая работа посвящена исследованию влияния предварительной холодной пластической деформации (ПД) на стойкость технического сплава МА2-1 к КРН. На практике такая ПД часто возникает при изготовлении и сборке конструкций технического назначения или, например, в процессе придания необходимой формы имплантату при его установке пациенту.

В качестве материала исследования был использован промышленный сплав МА2-1, полученный в виде горячекатаного листа. При помощи электроэрозионной резки и последующей механической обработки были изготовлены стандартные резбовые цилиндрические образцы на растяжение с размером рабочей части 5×25 мм и плоские образцы с квадратным сечением рабочей части 12×12 мм. Часть цилиндрических образцов была предварительно подвергнута растяжению до разных степеней остаточной ПД: 2,5, 5, 10, 15 и 20%. Плоские образцы были подвергнуты предварительной ПД до 4,4%, после чего из них, а также из образцов без ПД при помощи механической обработки были изготовлены образцы с надрезом с сечением 10×10 (без учета надреза) для испытаний на статическую трещиностойкость в соответствии со стандартом BS 8571:2014. Коррозионно-механические испытания проводили при помощи универсальной испытательной машины AG-X Plus (Shimadzu) при постоянной скорости движения траверсы 0,01 мм/мин. Коррозионно-механические испытания проводили при комнатной температуре в водном р-ре 0,5 г/л NaCl + 0,5 г/л K₂Cr₂O₇, который в процессе испытания был залит в коррозионные ячейки, имеющие такую конфигурацию и закрепленные на образцах таким образом, что внутри объема ячеек находилась только рабочая часть образца (в случае цилиндрических образцов) или область надреза (в случае плоских образцов). При этом ножи датчика раскрытия трещины располагались вне коррозионной ячейки. Соответствие между показаниями датчика раскрытия трещины и длиной трещины устанавливали путем нескольких предварительных испытаний в коррозионной среде до разных степеней раскрытия датчика с последующим доломом образца на воздухе и измерением в изломе длины участка трещины, сформированного в коррозионной среде. Данный участок легко идентифицировался по наличию продуктов коррозии и характерной морфологии излома. После испытаний проводили фрактографический анализ образцов при помощи сканирующего электронного микроскопа SIGMA (Zeiss).

Испытания показали, что при испытании на воздухе удлинение, предел прочности и условный предел текучести цилиндрических образцов составили 28%, 272 и 147 МПа соответственно, в то время как в коррозионной среде разрушение образцов без ПД происходило в области упругой деформации при напряжении 136 МПа, т.е. ниже предела текучести. Интересно, что ПД повышала стойкость сплава к КРН, так что максимальное напряжение до разрушения монотонно росло со 157 до 208 МПа при увеличении степени ПД с 2,5% до 15%. Дальнейшее увеличение ПД до 20% приводило к незначительному снижению прочности до 203 МПа. Для выяснения природы обнаруженного эффекта были проведены испытания на статическую трещиностойкость образцов в коррозионной среде до и после ПД, которые позволяли определить пороговый коэффициент интенсивности напряжений (КИН) КРН K_{ISCC} , при котором происходит зарождение трещины, а также скорость распространения трещины и величину критического КИН K_C . Испытания показали, что величины K_{ISCC} и K_C для образцов с ПД составили $8,5 \pm 1,4$ и $31,6 \pm 2,6$ МПа $\cdot$ м^{1/2}, соответственно, и были существенно выше, чем для образцов без ПД, для которых эти величины составляли $4,6 \pm 0,7$ и $22,7 \pm 3,2$ МПа $\cdot$ м^{1/2}, соответственно. Таким образом, установлено, что предварительная ПД на воздухе приводит к увеличению напряжения и КИН зарождения трещины, а также общей трещиностойкости при последующих испытаниях в коррозионной среде. Предположительно, данный эффект объясняется тем, что зарождение трещины на поверхности образца происходит в момент разрыва поверхностной защитной пассивирующей пленки в результате выхода на поверхность дислокаций и полос скольжения с образованием ступенек, что в образцах с ПД происходит при более высоких напряжениях, чем в образцах без ПД. Скорость роста трещины в образцах с ПД была в три раза выше, чем в образцах без ПД и составляла 1 и $3 \cdot 10^{-6}$ м/с до и после ПД, соответственно. Фрактографический анализ показал, что в образцах обоих типов механизм роста трещины менялся в процессе ее роста. Начиная от надреза, трещина распространялась по хрупкому механизму с образованием фасеток межзеренного и внутризеренного скола. Далее при достижении определенной длины, которая составляет $1 \pm 0,1$ и $0,8 \pm 0,1$ мм для образцов до и после ПД, соответственно, в изломе появляются фасетки с характерным трубчатым рельефом, а фасетки скола полностью исчезают. При длине трещины $3,5 \pm 0,2$ и $3 \pm 0,3$ мм, соответственно, в образцах до и после ПД происходил долом с образованием классического ямочного излома. Важно отметить, что смена механизма разрушения с хрупкого скола на механизм, при котором происходит формирование трубчатого излома, сопровождалась резким увеличением скорости роста трещины с $0,4$ до $2 \cdot 10^{-6}$ м/с у образцов без ПД и с 2 до $4 \cdot 10^{-6}$ м/с у образцов с ПД. Таким образом, по результатам работы сделаны следующие выводы.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ 23-19-00636.

1. Предварительная пластическая деформация улучшает стойкость сплава МА2-1 к КРН за счет увеличения порогового напряжения и коэффициента интенсивности напряжений, при которых происходит зарождение трещины.
2. Стабильный рост трещины в сплаве МА2-1 при КРН осуществляется в две стадии: (I) относительно медленное распространение путем скола по телу и по границам зерен, (II) относительно быстрое распространение по механизму, сопровождающемуся образованием характерного трубчатого рельефа.

ПОЛУЧЕНИЕ И ХАРАКТЕРИСТИКА НАНОМАТЕРИАЛОВ TiO_2 , ДОПИРОВАННЫХ Sn И S, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ

Чиркунова Н.В.^{1,2}, Дорогов М.В.¹

¹Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

²Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

natchv@yandex.ru

Преобразование световой (солнечной) энергии в химическую на поверхности твердых тел является одним из актуальных направлений науки. Создание фотокатализаторов с заданными свойствами может решить ряд проблем в этой области. Например, расширение спектральной чувствительности фотоактивных материалов, повышение эффективности фотокаталитических реакций, варьирование удельной площади поверхности и т.д. В качестве фотокатализаторов достаточно часто применяют широкозонные оксиды металлов (Ti, Zr, Mo, Zn и т.д.), имеющие поглощение в УФ области спектра [1]. В своем спектральном диапазоне эти материалы отличаются высокой эффективностью и скоростью фотокаталитических реакций. Одним из способов расширить рабочий диапазон таких фотокатализаторов является допирование металлами (например, Co, Cu, Mn, Si) и неметаллами (C, N, F, S и т.д.). Как правило, комбинированное допирование дает лучший результат по сравнению с введением отдельных добавок [2]. Повышение фотокаталитической активности в видимом диапазоне при допировании широкозонных полупроводников связывают с изменениями в зонной структуре полупроводника за счёт появления дополнительных энергетических уровней и формирования внутренних дефектов, таких как кислородные вакансии и межузельные ионы титана [3]. Кроме того, фотокаталитическую активность можно повысить с помощью связанных полупроводниковых частиц, особенно системы $\text{SnO}_2/\text{TiO}_2$. Отмечено, что замещение Ti(IV) на Sn(IV) в рутиле TiO_2 многократно увеличивает фотокаталитическую активность порошков оксида титана при деградации ацетона [4]. Эффект может быть объяснен подавлением процесса рекомбинации за счет соединения двух различных полупроводников с разными уровнями Ферми. Таким образом, введение SnO_2 в TiO_2 обеспечивает более эффективное разделение фотогенерированных пар.

В данной работе обсуждается одна из наиболее перспективных стратегий улучшения фотокаталитических свойств диоксида титана путём совместного допирования металлом и неметаллом (Sn-S). Описан метод механического допирования и проведён анализ влияния примесей на электронную структуру и фотокаталитические свойства.

Использовался коммерческий нанопорошок диоксида титана Degussa P25 с размерами частиц менее 50 нм. Допирование ионами Sn и S проводилось механическим методом путем перемешивания в ступке коммерческого диоксида титана и $\text{Sn}(\text{SO}_4)_2$ с концентрациями 1, 2, 3, 4, 5 ат. %. Отжиг проводился при температуре 400 °C в электрической печи SNOL 8.2/1100 с микропроцессорным регулятором температуры в течение 18 часов. Химический состав допированных нанопорошков TiO_2 определяли методом энергодисперсионного рентгеновского анализа (EDX-8000, Shimadzu). Морфологию полученных образцов изучали с помощью полевой эмиссионной сканирующей электронной микроскопии (MIRA-3, Tescan). Фазовый состав определяли методом рентгеновской дифракции на дифрактометре (DRON-8) в $\text{Cu}_{K\alpha}$ излучении в геометрии Брегга-Брентано. Спектры диффузного от-

ражения фотокаталитически активных материалов измеряли с помощью спектрофотометра (LAMBDA 1050, PerkinElmer), оснащенного интегрирующей сферой диаметром 150 мм. Для определения ширины запрещенной зоны образцов полученные спектры были перестроены в координатах Тауца по формуле Кубелки-Мунка. Для изучения состава и электронной структуры фотокатализаторов использовали рентгеновскую фотоэлектронную спектроскопию (XPS). Для получения спектров XPS использовали систему PHOIBOS HSA3500 CCD 150 WAL (станция НАНОФЭС, КИСИ) с монохроматическим излучением $Al_{K\alpha}$ (1486,61 эВ). Все спектры были обработаны с использованием программного обеспечения CasaXPS.

Исследование морфологии полученных материалов не обнаружило значимых изменений формы и размеров наночастиц диоксида титана в результате допирования. Материал состоит из наночастиц сферической формы диаметром от 10 до 50 нм. Результаты исследования состава поверхности показали наличие титана, кислорода, олова и серы. На рентгеновской дифрактограмме синтезированных материалов фиксируются рефлексы от анатаза и рутила, что подразумевает внедрение олова и серы в структуру диоксида титана. Выполненный анализ спектров диффузного отражения образцов диоксида титана до и после допирования с использованием функции Кубелка–Мунка позволил определить ширину запрещенной зоны. Наблюдается уменьшение ширины запрещенной зоной от 3.2 эВ (чистый диоксид титана) до 2.85 эВ (допированный оловом и серой 5 ат. %). Фотокаталитический тест показал высокую активность под видимым светом: разложение более 99 % метиленового синего с исходной концентрации 4,56 г/л за 60 мин. Также активность материал проявлял в процессе разложения фенола.

Рентгеноструктурный анализ показал, что исходный диоксид титана представляет собой смесь фаз анатаза и рутила в соотношении, близком к 9:1. В работе показано, что механическое допирование диоксида титана не приводит к существенным изменениям размера частиц порошка диоксида титана. По результатам исследования фазового и элементного состава отмечается изменение стехиометрического состава образцов. При этом у образца с содержанием Sn 5 ат. % наблюдался избыток катионов, что может быть следствием образования кислородных вакансий, которые увеличивают фотокаталитическую активность материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания (проект FSER-2025-0005).

1. N. V. Chirkunova, N. Islavath, and M. V. Dorogov. Titanium dioxide for hydrogen economy: a brief review // Rev. Adv. Mater. Technol. 2023. Vol. 5. No. 2. Pp. 56–76.
2. X. Kang, S. Liu, Z. Dai, Y. He, X. Song, Zh. Tan. Titanium Dioxide: From Engineering to Applications // Catalysts. 2019. Vol. 9(2). P. 191 (32).
3. A. L. Linsebigler, G. Lu, J. T. Yates. Photocatalysis on TiO_2 Surfaces: Principles, Mechanisms, and Selected Results // Chemical Reviews. 1995. Vol.95. Pp. 735-758.
4. B. Xin, D. Ding, Y. Gao, X. Jin, H. Fu, P. Wang. Preparation of nanocrystalline $Sn-TiO_{2-x}$ via a rapid and simple stannous chemical reducing route // Applied Surface Science. 2009. Vol. 255. Pp. 5896-5901.

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕМ И СВОЙСТВАМИ ВОЛЬФРАМСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ

Крылова С.Е., Плесовских А.Ю.

*Оренбургский государственный университет,
Оренбург, Россия
krilova27@yandex.ru*

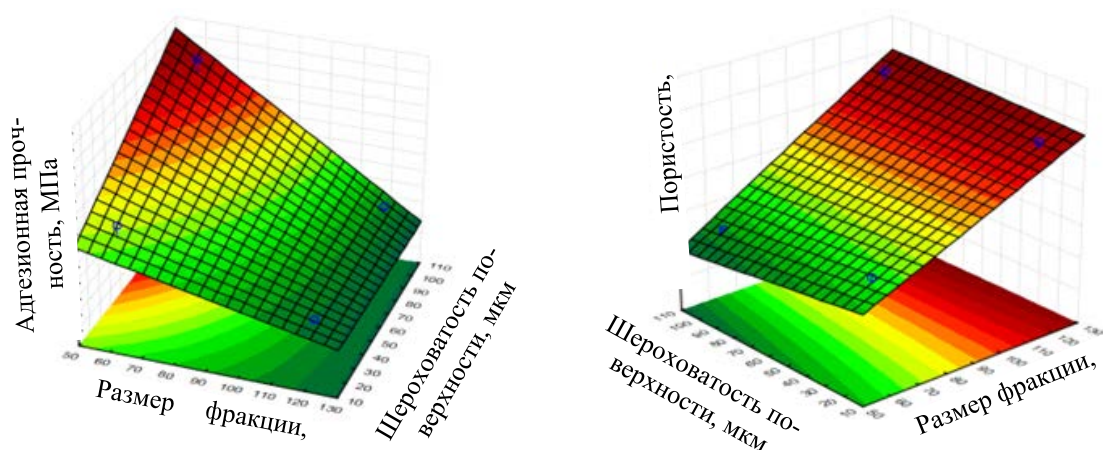
Известно, что большинство ответственных деталей и узлов оборудования, функционирующего на дожимных компрессорных станциях нефтегазовых предприятий России выполнены из материалов и по технологиям зарубежных производителей. В условиях сложившихся внешнеэкономических отношений, приобретение и эксплуатация данного вида изделий затруднительна. По результатам реверс-инжиниринговых изысканий отработанных штоков компрессоров Dresser-Rand, CPI Compressor Products International и Cameron Compression Systems, определена необходимость разработки рациональной технологии поверхностного упрочнения подобных деталей с обоснованием влияния режимов нанесения покрытий на структуру и фазовый состав рабочей зоны, с целью обеспечения безаварийной работы изделия в конкретных условиях эксплуатации.

Цель исследования – управление структурообразованием и комплексом механических свойств вольфрамсодержащих покрытий, полученных газотермическим напылением порошковых композиций системы Ni–Cr–B–WC на поверхность ответственных деталей нефтегазового машиностроения.

Отработку режимов газотермического напыления осуществляли на среднеуглеродистой низколегированной стали AISI 4140. Напыление опытных образцов осуществляли на установке Castodyn Ds 8000 с давлением ацетилена 0,7 бар, сжатого воздуха до 6 бар. На основании требований к структуре, химическому составу, механическим характеристикам, учитывая состав и свойства основного материала, требования к эксплуатации изделий, были выбраны несколько типов опытных порошковых композиций различных систем: Ni–Cr–B–WC, Fe–Cr–Ni–WC, Co–WC размером фракции металлической основы 80-120 мкм, карбида вольфрама в пределах 15-120 мкм, с соблюдением соотношения металлическая основа – карбид вольфрама 2:1 [1].

Разработка состава и морфологии композиционного упрочняющего покрытия осуществлялась путем реализации и обработки данных матрицы планирования 3^2 -факторного эксперимента. В качестве зависимых параметров рассматривались усваиваемость карбида вольфрама, износостойкость и пористость покрытия, в то время как независимыми параметрами были размер фракции и процентное содержание вольфрама в исходной порошковой смеси. В ходе регрессионного анализа определены уравнения зависимости, оптимальные контуры вариативности переменных (рисунк 1), оценена вероятность выборки значений.

Исследования микроструктуры оптимального, с морфологической точки зрения, состава упрочняющего покрытия системы Ni–Cr–B–WC показали, что в результате применения мелкодисперсных порошковых композиций WC сферической формы размером до 15 мкм получены повышенные показатели плотности упаковки частиц между ламелями, уменьшен общий показатель пористости до 2,45%, снижено содержание окислов, как в объеме покрытия, так и на границе слоев [2].



$y_1 = 22.55 - 0.1592X_1 + 0.0155X_2 + 0.05875X_3$
 коэффициент корреляции $r = 0,87$;
 уровень значимости допустимой ошибки $0,05$
 критерий Стьюдента $t_{\text{факт}} - 3,495$;
 критерий Фишера $F - 0,702$

$y_1 = 4.825 + 0.04417X_1 - 0.004X_2 - 0.0025X_3$
 коэффициент корреляции $r = 0,975$;
 уровень значимости допустимой ошибки $0,05$
 критерий Стьюдента $t_{\text{факт}} - 3,821$;
 критерий Фишера $F - 0,977$

Рис. 1. Результаты статистической обработки данных для процесса оптимизации состава упрочняющего покрытия системы Ni–Cr–B–WC

Исследования микроструктуры оптимального, с морфологической точки зрения, состава упрочняющего покрытия системы Ni–Cr–B–WC показали, что в результате применения мелкодисперсных порошковых композиций WC сферической формы размером до 15 мкм получены повышенные показатели плотности упаковки частиц между ламелями, уменьшен общий показатель пористости до 2,45%, снижено содержание окислов, как в объеме покрытия, так и на границе слоев.

Для выявления эффективного режима нанесения разработанного состава упрочняющего покрытия выполнена оптимизация технологических параметров процесса холодного газотермического напыления (ХГТН). Этап оптимизации технологических параметров нанесения упрочняющего покрытия включал реализацию 3^3 -факторного эксперимента, где в качестве варьируемых параметров приняты: расстояние от сопла до детали (мм), скорость линейного перемещения (мм/сек), скорость вращения заготовки (мм/мин), а выходными величинами являлась усваиваемость карбида вольфрама (%), адгезионная прочность (МПа), рисунок 3. В рамках проведенного исследования найдены ключевые составы для формирования покрытия, оптимальные параметры процесса их напыления, а также значения выходных характеристик. Спектральным методом определен химический состав поверхностного слоя на основе разработанного покрытия: 59% Ni, 28.9% W, 5.4% Cr, 1.7% Fe, 1.2% B, 2.4% Si, 1.4% C.

1. Влияние термической обработки на структуру и свойства вольфрамсодержащего покрытия рабочей части нефтегазового оборудования / С.Е. Крылова, А.Ю. Плесовских, И.А. Курносин, И.Ш. Тавтилов // Черные металлы, 2022. - № 12 (1092). - С. 36-42. - 7 с.
2. Исследование структуры и свойств износостойкого газотермического покрытия с содержанием вольфрама / А.Ю. Плесовских, С.Е. Крылова // Frontier Materials & Technologies. – 2023. – № 2. – С. 89-101.

ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА КАНТОРА

Загibalова Е.А., Астафуров С.В., Данилова Л.В., Лучин А.В., Майер Г.Г.,
Лысунец М.А., Мельников Е.В., Астафурова Е.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
svastafurov@gmail.com

Методами рентгеноструктурного анализа и сканирующей электронной микроскопии изучена микроструктура сплава $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Ni}_{20}$ (сплав Кантора), подвергнутого ионно-плазменному азотированию в дуговом разряде (проводилось на установке «ТРИО» в Институте сильноточной электроники СО РАН, температуры обработки – 400, 450, 500, 550, 600°C, продолжительность – 1 час). Перед азотированием образцы имели однофазную аустенитную структуру с размером зерна 220 мкм.

Установлено, что температура азотирования влияет на ширину поверхностного упрочненного слоя и морфологию азотированной поверхности образцов. Анализ структуры («поперечных шлифов») образцов показал, что при обработке в интервале температур 400–500°C происходит формирование плотных, однородных поверхностных слоев. Такие слои часто разрушаются хрупко сколом в процессе приготовления поверхностей для исследования. Температуры 550 и 600°C обеспечивают формирование гомогенных гетерофазных слоев без трещин: полированная поверхность «рыхлая», на ней видны вторичные фазы. Толщина модифицированного слоя составляет 10, 17, 22, 24 и 27 мкм для температур 400, 450, 500, 550, 600°C, соответственно. В образцах, азотированных при $T = 400^\circ\text{C}$, на обработанных поверхностях наблюдается «растравленные» границы зерен, происходит формирование зернограничных вторичных фаз в локальных участках границ зерен. С ростом температуры обработки границы «растравливаются» сильнее, а приграничные области, в которых произошел фазовый распад, распространяются в тело зерен. При этом фазовое превращение захватывает все границы. После обработки при температурах 550 и 600°C фазовый распад реализуется не только у границ, но и в теле зерен.

Показано, что азотирование в интервале температур 400 – 600°C приводит к формированию гетерофазного состояния в поверхностных слоях образцов. Независимо от температуры азотирования, структура сплава Кантора насыщается азотом и претерпевает распад с образованием нитрида хрома CrN ($a_{\text{CrN}} = 4,159\text{--}4,174\text{\AA}$) и аустенитной фазы ($a_\gamma = 3,595\text{--}3,612\text{\AA}$, исходный сплав Кантора имеет параметр решетки $a_\gamma = 3,613\text{\AA}$). При обработке в образцах протекают процессы твердорастворного упрочнения аустенитной фазы азотом (вызывают увеличение величины $a_\gamma = 3,798\text{\AA}$) и распада твердого раствора. После обработки при температурах 400 и 450°C рентгеновские линии γ -фазы сильно уширены, что свидетельствует о формировании преимущественно твердого раствора азота в ГЦК фазе. С ростом температуры обработки объемная доля нитридов и полнота распада твердого раствора увеличиваются так, что после обработки при 600°C на рентгенограммах наблюдали только линии, соответствующие нитридам CrN и γ -фазе с малым параметром решетки ($a_\gamma = 3,595\text{\AA}$).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00199, <https://rscf.ru/project/25-19-00199/>. Результаты получены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ЗАВИСИМОСТЬ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО МОДИФИЦИРОВАННОГО СЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ, ОТ ПЛОТНОСТИ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Загибалова Е.А., Астафурова Е.Г., Есипов Р.С., Рамазанов К.Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

zagibalova.elena@ispms.ru

Хорошие коррозионная стойкость, пластичность и свариваемость аустенитных нержавеющей сталей (АНС) обуславливает их применение в авиа- и машиностроении, медицине и других отраслях промышленности. Препятствием для расширения области применения являются низкие поверхностная твердость и износостойкость АНС. Низкотемпературная ($T < 450^{\circ}\text{C}$) ионно-плазменная обработка (ИПО) в среде азот- (N) и углеродсодержащих (C) газов позволяет повысить поверхностную твердость изделия в несколько раз, сохранив коррозионную стойкость исходной стали. Это происходит за счет формирования модифицированного слоя из пересыщенного N и C аустенита ($Fe-\gamma_{N,C}$) на обрабатываемой поверхности АНС. Не только параметры ИПО влияют на протяженность поверхностных слоев, но и характеристики исходного материала. Так плотность границ зерен исходной стали и кристаллографическая ориентация зерна по отношению к насыщаемой поверхности влияют на характеристики модифицированного слоя. В исследованиях О. Öztürk [1], после ионно-плазменного насыщения поликристаллов АНС азотом при 400°C было выявлено, что толщина поверхностного слоя в зернах с ориентацией $\langle 111 \rangle$ меньше, чем в зернах с ориентацией $\langle 001 \rangle$. Это было подтверждено в работе А. Martinavičius [2], выполненной на монокристаллах АНС ($T_{\text{обр.}} < 450^{\circ}\text{C}$). В связи с этим, весьма перспективным будет исследовать структуру на моно- и поликристаллах АНС с различным размером зерна после ИПО при температурах более 450°C , когда фаза $Fe-\gamma_{N,C}$ претерпевает распад с образованием вторичных фаз.

Цель работы заключается в выявлении зависимости характеристик поверхностного упрочненного слоя, сформированного в моно- и поликристаллах АНС при ИПО, от плотности границ зерен и кристаллографической ориентации зерна по отношению к насыщаемой поверхности.

Объектами исследования в данной работе являются моно- и поликристаллические образцы АНС: $Fe-18,6Cr-16,8Ni-0,07Mn-0,07Si-0,001C$ (мас. %, монокристаллы) и $Fe-16,8Cr-13,3Ni-2,7Mo-1,7Mn-0,6Si-0,01C$ (мас. %, поликристаллы). Поликристаллические образцы (ПО) были подвергнуты предварительной термомеханической обработке (ТМО) по двум режимам: P1 – прокатка при комнатной температуре до степени осадки $\varepsilon \approx 80\%$; P2 – прокатка при комнатной температуре до $\varepsilon \approx 40\%$ с последующим отжигом при $T = 1050^{\circ}\text{C}$ и охлаждением в воду. Монокристаллические образцы (МО) с ориентациями $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ вдоль нормали к обрабатываемой поверхности закаливались в воду после выдержки при $T = 1100^{\circ}\text{C}$.

Все образцы подвергались ионно-плазменной обработке (ИПО) по одному режиму: $T = 550^{\circ}\text{C}$; $Ar(70\%) + N_2(25\%) + C_2H_2(5\%)$, продолжительность обработки – 12 часов, давление – 300 Па.

Исходные моно- и поликристаллические образцы состоят только из аустенитной фазы, что подтверждается методами рентгеноструктурного анализа (РСА), дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОЭ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). В ПО были сформированы микроструктуры, отличные друг от

друга. В образцах Р1 – разориентированная зеренно-субзеренная структура с большим количеством дефектов кристаллической решетки ($D = 330 \pm 190$ нм). ТМО по Р2 привела к формированию равноосной крупнозернистой структуры ($d = 54,7 \pm 31,2$ мкм). В результате проведения ИПО во всех образцах были сформированы поверхностные модифицированные слои. При анализе поперечного сечения всех образцов были выявлены три характерные зоны: поверхностный слой (ПС) – область с повышенной травимостью, диффузионная зона (ДЗ) со слабой травимостью и матрица образца, соответствующая исходной стали. Различная травимость свидетельствует об их разном фазовом составе. В ПС формируются следующие фазы: легированный N и C аустенит $Fe-\gamma_{N,C}$, $Fe_4(N, C)$, CrN и $Fe-\alpha$. Установлено, что исходный тип структуры влияет на тип формируемой при ИПО карбонитридной фазы. Фаза CrN формируется преимущественно на границах, субграницах и дефектах кристаллической структуры, а фаза Fe_4N – в теле зерна. Таким образом, в образцах с зеренно-субзеренной структурой превалирует фаза CrN , а в образцах с крупнозернистой структурой и в МО – Fe_4N . Во всех образцах в ДЗ преобладает фаза $Fe-\gamma_{N,C}$.

В МО граница между зонами прямолинейная, так как диффузия атомов внедрения происходит вглубь образцов равномерным фронтом. В ПО эта граница «волнообразная»: атомы внедрения диффундируют по дефектам кристаллической структуры, в том числе по межзеренным границам, более интенсивно, чем по телу зерна. Протяженность ПС и ДЗ в ПО (Р1) составила 18 мкм и 61 мкм, а в образцах Р2 – 15 мкм и 45 мкм соответственно. В монокристалле с ориентацией $\langle 001 \rangle$ ПС и ДЗ – 16 мкм и 35 мкм, что больше, чем в $\langle 111 \rangle$ -монокристалле, где ПС и ДЗ – 13 мкм и 32 мкм. В образцах Р1 формируется наиболее протяженная модифицированная упрочненная область, включающая в себя ПС и ДЗ. Это связано с большим количеством дефектов кристаллической структуры, сформированных в ходе ТМО. В случае МО, где границы зерен отсутствуют, наблюдается ориентационная зависимость протяженности поверхностно модифицированной области.

Во всех образцах после ИПО наблюдается повышение микротвердости (нагрузка на индентор 25 г). При анализе профилей распределения значений микротвердости вглубь образца наибольшие значения выявлены вблизи обрабатываемой поверхности. Далее, в ДЗ, значения плавно снижаются до исходных. Таким образом, значения для Р1 составили 17 ГПа (исходные значения 5,8 ГПа), а для Р2 – 14 ГПа (исходное значение 3 ГПа). В МО микротвердость имеет близкие значения – 13 ГПа (исходное значение 2 ГПа).

Авторы благодарны д.ф.-м.н., профессору Чумлякову Ю.И. и д.ф.-м.н. И.В. Куреевой за предоставленные для исследования монокристаллы. Результаты получены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

1. Öztürk O., Williamson D. L. Phase and composition depth distribution analyses of low energy, high flux N implanted stainless steel // Journal of Applied Physics. – 1995. – V. 77, №. 8. – P. 3839-3850.
2. Martinavičius A., Abrasonis G., Möller W. Influence of crystal orientation and ion bombardment on the nitrogen diffusivity in single-crystalline austenitic stainless steel // Journal of Applied Physics. – 2011. – V. 110, №. 7. – P. 074907.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ИММУНОГИСТОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКИХ ИЗДЕЛИЙ-ИМПЛАНТАТОВ ИЗ УМЗ ТИТАНА

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Клевцова Н.А.¹, Тюрков М.Н.¹, Линдеров М.Л.¹, Фесенюк М.В.³, Матчин А.А.⁴, Стадников А.А.⁴, Носов Е.В.⁴

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,

klevtsov11948@mail.ru

²Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Республика Башкортостан, Россия, rzvaliev@yahoo.com

³АО «ПО «Стрела», Оренбург, Россия, maksim_fesenyuk@mail.ru

⁴Оренбургский государственный медицинский университет, Оренбург, Россия, almatchin@bk.ru

Целью настоящих исследований являлось сопоставление механических и иммуногистохимических свойств медицинских изделий-имплантатов для челюстно-лицевой хирургии из титана с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой с аналогичными промышленными изделиями (на примере фирмы ООО «Conmet»).

Титан Grade4 в крупнозернистом (КЗ) состоянии исследовали после гомогенизационного отжига горячекатаных заготовок. Ультрамелкозернистое (УМЗ) состояние титана было получено путем РКУП-конформ при температуре 250 °С (маршрут Вс, n=6). Тонкую структуру УМЗ титана исследовали с помощью РЭМ JEM-6390 и ПЭМ JEM-2100. Механические испытания образцов и медицинских изделий из КЗ и УМЗ титана включали в себя: испытания на растяжение (машина Н50КТ), на кручение (установка КТС 403-20-0,5), на усталость (установка Instron 8802). Микрофрактографические исследования проводили в РЭМ JCM-6000 фирмы JEOL. Испытания на биосовместимость изделий из УМЗ титана и изделий фирмы ООО «Conmet» были проведены на кроликах и включали в себя: сравнительные рентгенологические, морфологические исследования с использованием конфокальной сканирующей микроскопии (КСМ), иммуногистохимические исследования воздействия на процессы репаративного гистогенеза в области перелома нижней челюсти и модели дентальной имплантации кролика.

Механические испытания образцов из КЗ и УМЗ титана при растяжении и кручении показали, что прочностные свойства УМЗ титана возрастают, а пластичность снижается (табл. 1).

Табл. 1. Средний размер зерна и механические свойства титан Grade4 в КЗ и УМЗ состоянии при растяжении и кручении

Состояние	d _{ср.} , мкм	НВ	Свойства при растяжении			Свойства при кручении		
			σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	τ _к , МПа	τ _{0,3} , МПа	g, %
КЗ	25	255	750±10	650±30	20±0.5	920±37	641±46	154±3.5
УМЗ	0.2	281	1330±15	1265±25	11±0.5	1014±18	831±18	87±2.0

Усталостные испытания образцов показали, что при одном и том же значении ΔK скорость распространения трещины в КЗ и УМЗ титане практически одинаковая, однако коэффициент n в уравнении Пэриса ниже в случае УМЗ титана (5.2 против 6.8). Следовательно, УМЗ титан менее чувствителен к циклическим перегрузкам, которые могут возникнуть в процессе эксплуатации медицинских изделий.

Механическим испытаниям медицинских изделий предшествовало моделирование напряженно-деформированного состояния винтов или пластин при различных

видах нагружения. Испытания винтов на кручение продемонстрировали одинаковый крутящий момент (0.29 ± 0.02 Н·м) для винтов из УМЗ титана и винтов фирмы ООО «Conmet». При испытании на растяжение пластины из УМЗ титана разрушились при нагрузке 1011 ± 12 Н, а пластины фирмы ООО «Conmet» - уже при 288 ± 12 Н. Усталостные испытания пластин показали примерно одинаковую долговечность с учетом большей толщины пластин фирмы ООО «Conmet».

Иммуногистохимические исследования показали [1], что использование пластин, изготовленных из УМЗ титана, по сравнению с пластинами фирмы ООО «Conmet», выявило активность генов *ki67* и *bcl2* у остеобластов и эндотелиоцитов в зоне остеоинтеграции. При этом данные процессы протекали на фоне угнетения антиапоптотических генов (*caspasa3* и *p53*) (табл. 2). Следовательно, использование для изготовления медицинских изделий-имплантатов из УМЗ титана оказывает активизирующее влияние на репаративный остеогенез.

Табл. 2. Морфологические показатели количества клеток (%) в зоне остеосинтеза при контакте пластин: А – имплантаты фирмы ООО «Conmet»; Б – из УМЗ титана

Маркеры генов		Количество клеток в поле зрения группа А					Количество клеток в поле зрения группа Б				
		7 сут.	14 сут.	21 сут.	28 сут.	40 сут.	7 сут.	14 сут.	21 сут.	28 сут.	40 сут.
Остеобласты	Caspasa3	2,8	4,3	3,1	2,6	2,2	1,1	2,2	2,4	-	-
	p53	3,1	3,8	3,6	3,1	2,6	1,9	1,9	4,1	1,5	1,5
	bcl2	-	2,1	-	1,1	2,1	3,2	3,1	4,2	-	-
	ki67	-	1,8	1,9	-	-	2,9	3,4	3,6	-	-
Эндотелиоциты	Caspasa3	1,8	2,1	2,2	1,8	1,7	0,5	1,1	1,1	-	-
	p53	2,2	3,1	3,1	1,6	2,1	1,2	1,3	1,6	0,	0,5
	bcl2	-	-	2,6	-	-	3,1	4,1	3,1	-	-
	ki67	-	2,2	1,8	-	-	3,3	5,2	2,0	0,9	0,9

Различия данных в сравнительных группах являются значимыми ($p \leq 0,01$)

Выводы

1. Проведенные исследования показали, что УМЗ титан Grade4 является перспективным материалом по сравнению с КЗ титаном для изготовления медицинских изделий различного назначения, испытывающих в процессе эксплуатации разнообразные статические и циклические нагрузки.

2. Медицинские изделия (пластины и винты), изготовленные из УМЗ титана, обладают более высокими прочностными свойствами при различных видах нагружения по сравнению с изделиями фирмы ООО «Conmet».

3. Медицинские изделия из УМЗ титана обладают лучшей биосовместимостью по сравнению с изделиями фирмы ООО «Conmet». Иммуногистохимические исследования показали, что использование для изготовления медицинских имплантатов из УМЗ титана Grade4 оказывает оптимизирующее влияние на репаративный остеогенез. Механизм этого влияния определяется, по-видимому, наличием остеоинтеграционных свойств УМЗ титана.

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

1. A.A. Matchin, E.V. Nosov, A.A. Stadnikov, G.V. Klevtsov, L.R. Rezyapova, N.A. Sayapina, E.V. Blinova, R.Z. Valiev. In Vivo Studies of Medical Implants for Maxillofacial Surgery Produced from Nanostructured Titanium. ACS Biomaterials Science & Engineering, 2023, 9, 11, 6138-6145.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЗМ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Клевцова Н.А.¹, Фесенюк М.В.³, Пигалева И.Н.¹,
Балашов В.М.¹

¹ Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, inshtet@mail.ru

² Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия, rzvaliev@yahoo.com

³ АО «ПО «Стрела», Оренбург, Россия, maksim_fesenyuk@mail.ru

Целью работы является определение влияния различных видов ИПД (РКУП и ИПДК) на механизм мартенситных превращений в аустенитной Cr–Ni стали, а также установление связи интенсивности мартенситных превращений с механизмом разрушения КЗ и УМЗ аустенитной стали при деформации кручением.

В качестве исследуемого материала была выбрана аустенитная сталь Fe–0.02C–18Cr–8Ni (0,023 % C; 17,95 % Cr; 7,95 % Ni; 1,85 % Mn; 0,6 % Cu; 0,38 % Si; 0,35 % Mo; 0,15 % Co). Сталь исследовали в исходном КЗ состоянии после закалки в воде от температуры 1050 °С с выдержкой 1 час и в УМЗ состоянии после РКУП и после ИПДК [1]. РКУП проводили по следующему режиму: закалка по вышеуказанному режиму + РКУП при температуре 350 °С (маршрут Вс, количество проходов $n=4$, угол между каналами $\varphi=120^\circ$). ИПДК образцов диаметром 20 мм проводили при давлении 6 ГПа, количество оборотов – 2.

Средний размер зерна КЗ стали определяли на металлографическом микроскопе Axiovert 40 МАТ; тонкую структуру УМЗ стали – ПЭМ JEM-2100. Механические испытания стали включали в себя: испытания на твердость (твердомер ТН 300), на статическое растяжение (машина Н50КТ), на кручение цилиндрических образцов (установка МК-50). Механические свойства при кручении рассчитывали по диаграмме «Крутящий момент – угол закручивания». Микрорельеф изломов исследовали в РЭМ JSM-6000. Объемное содержание мартенситных фаз в эффективно рассеивающем слое материала в различных участках на поверхности образцов или изломов определяли по интегральной интенсивности дифракционных линий (111) K_α γ -фазы, (110) K_α α -фазы и (101) K_α ε -фазы [2].

Сталь Fe–0.02C–18Cr–8Ni в исходном состоянии имела однофазную структуру γ -железа со средним размером зерна 30 мкм. После РКУП наблюдается вытянутая полосовая УМЗ структура с высокой плотностью дислокаций и средним размером зерна 0.55 мкм. Рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что после РКУП сталь сохраняет однофазную структуру γ -железа. Механические свойства стали при растяжении и кручении представлены в таблице 1.

Табл. 1. Средний размер зерна и механические свойства стали Fe–0.02C–18Cr–8Ni в КЗ и УМЗ (после РКУП) состоянии при растяжении и кручении

Состояние	d_{cp} , мкм	НВ	Свойства при растяжении			Свойства при кручении		
			σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	τ_k , МПа	$\tau_{0.3}$, МПа	g , %
КЗ	30	159	624±6	283±8	65±0.7	688±8	194±10	89±3
УМЗ	0.55	363	1112±8	1065±15	20±0.5	917±10	740±15	37±1

В процессе ИПДК формировалась УМЗ структура с сильной неоднородностью микротвердости по диаметру образцов, которая изменялась от 350 НВ в центральной части образцов до 550-600 НВ в периферийной части. Размер зерен в средней части диаметра образцов составил 0.2-0.25 мкм.

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа позволили установить, что на поверхности изломов, полученных при кручении образцов из КЗ и УМЗ стали, обнаружен только α -мартенсит, количество которого зависит от размера зерна и области съемки излома (табл. 2). На поверхности образцов после ИПДК в различных участках был выявлен как α -, так и ϵ -мартенсит (табл. 3).

Табл. 2. Количество α -мартенсита в различных участках на поверхности изломов, полученных при кручении образцов из КЗ и УМЗ стали

Состояние	Периферийная	Переходная	Центральная
КЗ	100 %	100 %	100 %
УМЗ	30 %	23 %	15 %

Табл. 3. Количество α - и ϵ -мартенсита в различных участках на поверхности образцов из стали после ИПДК

Вид мартенсита	Периферийная	Переходная	Центральная
α -мартенсит	37 %	36 %	28 %
ϵ -мартенсит	0	3 %	11 %

В отличие от мартенситных превращений, происходящих на поверхности изломов образцов из КЗ и УМЗ стали при кручении, мартенситные превращения, происходящие при ИПДК, помимо деформации кручением, обусловлены значительным (6 ГПа) давлением. Высокое давление, преобладающее в центральной части образца [1], способствует $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращению, но препятствует $\epsilon \rightarrow \alpha$ превращению из-за разности объемов ГЦК, ГПУ и ОЦК решеток. Поэтому в центральной области, а частично и в переходной области образца, помимо α -мартенсита рентгеноструктурный анализ фиксирует и ϵ -мартенсит. В периферийной области образца из-за высокой искаженности кристаллической структуры и более низкого сжимающего давления, по сравнению с центральной областью, образуется только α -мартенсит (табл. 3). Вышеуказанное предположение подтверждает тот факт, что во всех областях образца после ИПДК суммарное количество ϵ - и α -мартенсита составляет 37-39 % (табл. 3).

Выводы

1. РКУП, формируя УМЗ структуру, повышает прочностные свойства аустенитной стали Fe-0.02C-18Cr-8Ni при растяжении и кручении, а также повышает стабильность к мартенситным превращениям при кручении.
2. При разрушении образцов на кручение из КЗ стали, независимо от механизма разрушения, на поверхности изломов образовалось 100 % α -мартенсита. На поверхности образцов из стали с УМЗ структурой, полученной путем РКУП, максимальное количество α -мартенсита (30 %) образуется в периферийной области изломов, где доминируют ямки сдвига и участки взаимного трения ответных поверхностей, а минимальное количество α -мартенсита (15 %) образуется в центральной части изломов, где доминируют ямки отрыва.
3. На поверхности образцов из стали после ИПДК было выявлено наличие как α -, так и ϵ -мартенсита. Причем, максимальное количество ϵ -мартенсита (11 %) образовалось в центральной части образцов. Образование ϵ -мартенсита на поверхности образцов из стали Fe-0.02C-18Cr-8Ni после ИПДК, авторы связывают со значительным для данного вида нагружения давлением сжатия.

1. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. Hoboken, New Jersey, John Wiley & Sons, 2014. – 440 с.
2. Р 50-54-52/2-94. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение характеристик разрушения металлических материалов рентгеновским методом. – М.: ВНИИНМАШ Госстандарта России, 1994. – 28 с.

К ВОПРОСУ О ФОРМИРОВАНИИ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ВЫРАБОТКИ В ВОЛНОВОДАХ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКЕ ПЛАСТМАССОВЫХ ДЕТАЛЕЙ

Селиванов А.С., Спиридонов Н.Г., Клевцова Н.А., Клевцов Г.В.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

a.selivanov@tltsu.ru

Объектом исследования являются волноводы, изготовленные из титанового сплава ВТЗ-1, для ультразвуковой сварки пластмассовых деталей. После эксплуатации таких волноводов между центральным стержнем и периферийной стенкой волновода образуется выработка в виде округлых впадин различной глубины (рис. 1).

Вблизи центрального стержня и периферийной стенки волновода выработка имеет вытянутую форму (рис. 2 а); в центральной части рабочей области волновода – форма выработки произвольная (рис. 2 б). При небольшом увеличении поверхность впадин выглядит гладкой (рис. 2 а, б). В глубине некоторых впадин видны включения (рис. 2 б), являющиеся, по-видимому, частицами пластмасс. При большом увеличении видно, что поверхность впадин сильно испещрена (рис. 2 в).



Рис. 1. Общий вид волновода из титанового сплава ВТЗ после эксплуатации

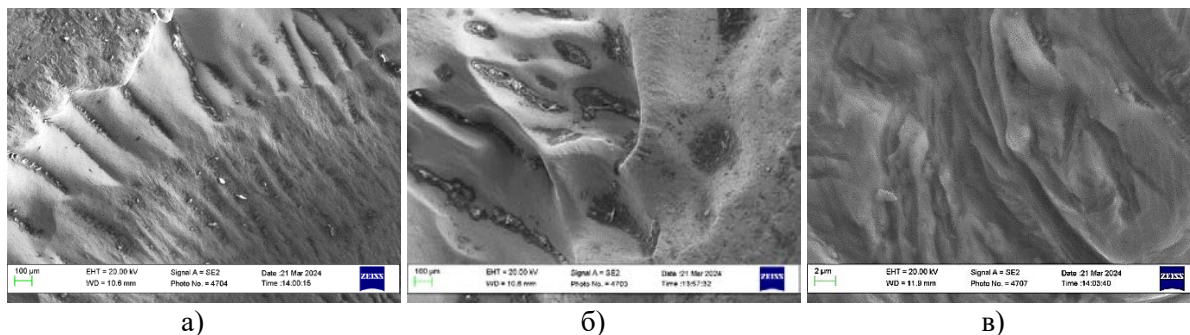


Рис. 2. Микрорельеф впадин выработки волноводов: а – вблизи центрального стержня; б, в – в центральной части рабочей области волновода. (РЭМ Sigma).

Увеличение: а – х50; б – х100; в – х3000

Принимая во-внимание сложную форму рабочей части волновода в месте контакта с пластмассовыми деталями, можно предположить, что формирование выше-рассмотренного микрорельефа связано со сложным распределением ультразвуковых волн в рабочей части волновода, которое порождает высокоэнергетические кавитационные процессы и высокий локальный разогрев [1]. Эти процессы, способствуя быстрому переводу пластмасс в состояние, близкое к жидкому, те не менее, ограничивают время использования волноводов из-за образующейся выработки.

1. Редзюк А.Ю., Истягина Е.Б., Кулагина Л.В., Жуйков А.В. Современное состояние использования кавитационных технологий (Краткий обзор). Известия ТПУ. Инжиниринг георесурсов. 2022.- Т. 333.- № 9. - С. 209-218.

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ КРИОПРОКАТКИ И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ

Терешкин С.В.¹, Автократова Е.В.¹, Валеев И.Ш.¹, Валеева А.Х.¹,
Крымский С.В.¹, Линдеров М.Л.², Маркушев М.В.¹, Ситдилов О.Ш.¹,
Мерсон Д.Л.²

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

² НИИПТ, Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

stierieshkin@mail.ru

Известно, что повышение дисперсности и однородности распределения фаз при получении и последующей обработке сплава положительно сказывается на его статической и динамической прочности. Представляло интерес оценить потенциал термомеханической обработки, основанной на интенсивных деформационных и электротермических воздействиях, и предназначенной для изготовления высокопрочных листов с улучшенными механическими свойствами из сложнолегированных алюминиевых сплавов.

Слиток промышленного высокопрочного термоупрочняемого сплава 1965 (Al–Zn–Mg–Cu–x) подвергли обработке, включавшей гомогенизацию, горячую всестороннюю изотермическую ковку со степенью деформации $\epsilon \sim 12$, закалку, прокатку до $\epsilon = 2,3$ при температуре жидкого азота, однократную электроимпульсную обработку и естественное старение. Многоуровневую структуру, фазовый состав, статическую и усталостную прочность сплава исследовали с помощью просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и механических испытаний.

Установлено, что ковка слитка с размером зерна 25 мкм привела к измельчению зерен и грубых избыточных фаз в 4 и 2 раза соответственно, а также повысила гомогенность распределения этих фаз и наноразмерных выделений алюминидов переходных металлов в объеме зерен и поковки. В результате увеличились пластичность и сопротивление усталости сплава в искусственно состаренном состоянии. Криопробатка сформировала развитую наноячеистую структуру и улучшила пластичность, статическую и динамическую прочность сплава в естественно состаренном состоянии. При этом баланс его свойств заметно превзошел типичный для Т1 термоупрочненных полуфабрикатов. Последующие электроимпульсная обработка током высокой плотности и вылеживание криокатанных полос обеспечили дальнейшее улучшение свойств сплава: пределы его текучести и выносливости на базе 10^7 циклов, и относительное удлинение превысили 700 и 320 МПа, и 9 % соответственно.

Рассмотрены механизмы и факторы, контролировавшие формирование структуры и свойств сплава на основных этапах обработки. Обсуждена роль природы и параметров строения матрицы и вторых фаз в статическом и усталостном разрушении сплава.

Исследование выполнено за счет гранта РНФ № 23-19-00702 <https://rscf.ru/project/23-19-00702>. Работы проводились на базах Центра коллективного пользования ИМСП РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов» и НИИПТ ТГУ.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКИХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Мартыненко Н.С., Лукьянова Е.А., Темралиева Д.Р., Рыбальченко О.В.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
nataliasmartynenko@gmail.com

Магниевые сплавы являются прекрасными материалами для создания различных изделий медицинского назначения [1]. Помимо хорошей биосовместимости и подходящего модуля упругости, они обладают способностью к биорезорбции, благодаря которой происходит постепенное исчезновение имплантата, что позволяет обойтись без повторного хирургического вмешательства при имплантации. Выбор сплавов на основе магния обусловлен отсутствием значительного токсического воздействия Mg на организм пациента, а также наличием положительного влияния на пролиферацию и дифференцировку остеогенных клеток [2]. Однако механические характеристики магниевых сплавов недостаточно высокие для применений, например, в ортопедии и челюстно-лицевой хирургии. Повышения механических свойств магниевых сплавов можно добиться деформацией. При этом выбор метода и режима деформации обусловлен необходимостью контролировать формирующуюся текстуру, которая может негативно сказываться на механических характеристиках, а также коррозионную стойкость, которая является важнейшим функциональным свойством биорезорбируемых сплавов. Поэтому целью данной работы было исследование влияния равноканального углового прессования (РКУП) и ротационнойковки (РК) на структуру и свойства чистого Mg, а также сплавов Mg–6%Ag и Mg–10%Gd. Обработку проводили в интервале температур 400 – 300 °С с постепенным снижением температуры обработки и увеличением степени деформации. Было исследовано влияние формирующихся структуры и текстуры на механическое и коррозионное поведение материалов исследования.

В процессе обеих деформационных обработок происходит сильное измельчение микроструктуры как чистого Mg, так и сплавов Mg–6%Ag и Mg–10%Gd. В литом состоянии структура Mg крайне неоднородная и состоит из крупных дендритов размером от нескольких сотен микрометров до нескольких миллиметров. РКУП и РК приводят к сильному измельчению микроструктуры. Средний размер зерна в этом случае составляет $30,4 \pm 9,7$ мкм и $16,1 \pm 4,9$ мкм после РКУП и РК соответственно. В сплаве Mg–6%Ag как после РКУП, так и после РК происходит измельчение зерна до среднего размера 2 – 3 мкм, а также выделение частиц фазы $Mg_{54}Ag_{17}$ размером ~500 – 800 нм. В случае сплава Mg–10%Gd происходит измельчение зерна до 1 - 2 мкм и ~500 нм после РКУП и РК соответственно, а также выделение частиц фазы Mg_5Gd размером ~200 – 500 нм.

В дополнение к измельчению зерна после РКУП и РК происходят преобразования текстуры исследуемых материалов. В исходном состоянии текстура чистого Mg и сплавов Mg–6%Ag и Mg–10%Gd была довольно слабой. После РК во всех исследуемых материалах не наблюдалось формирования специфической текстуры. Текстура чистого Mg и сплавов Mg–6%Ag и Mg–10%Gd после РК была довольно рассеянная с преобладанием ориентировок, принадлежащих к разновидностям базисных компонент. Однако после РКУП текстура имеет определяющее значение в изменении свойств исследуемых материалов. Так в чистом Mg после РКУП формируется крайне острая базисная текстура, для которой также характерно повышенная

вероятность скольжения дислокаций в призматических и пирамидальных системах. Добавка 6%Ag, приводящая к выпадению частиц фазы $Mg_{54}Ag_{17}$ после РКУП, не вызывает существенных изменений текстуры по сравнению с чистым Mg после РКУП. В данном случае происходит формирование острой базисной текстуры, наклоненной на $\alpha = 85^\circ$ относительно нормального направления и повернутой на угол $\beta = 45^\circ$ относительно продольного направления. Однако добавка 10%Gd и выпадение частиц Mg_5Gd приводит к существенной трансформации текстуры сплава Mg-10%Gd после РКУП. В этом состоянии текстура была довольно рассеянной с высокой вероятностью базисного и не базисного скольжения.

Изменения структуры и текстуры, происходящие в процессе деформационных обработок, привели к изменению механических характеристик исследуемых материалов (таблица 1). При этом стоит отметить, что в случае чистого Mg и сплава Mg-6%Ag РКУП приводит к существенному росту пластичности при негативном влиянии на прочность (особенно на $\sigma_{0,2}$). Причиной этого может быть формирование острой наклоненной базисной текстуры [3]. В случае же сплава Mg-10%Gd измельчение зерна, формирование рассеянной текстуры и высокая активность небазисных систем скольжения после РКУП вызвали одновременный рост прочности и пластичности. Такая же картина характерна и для состояния после РК, где повышение прочности сопровождается либо ростом пластичности (чистый Mg), либо ее несущественным снижением (сплавы Mg-6%Ag и Mg-10%Gd).

Таблица 1. Механические и коррозионные свойства материалов после РКУП и РК

Материал	Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	DR, мм/г
Чистый Mg	Литое	29 ± 5	86 ± 18	$11,2 \pm 1,8$	$0,74 \pm 0,05$
	РКУП	36 ± 13	130 ± 4	$31,0 \pm 2,6$	$0,78 \pm 0,13$
	РК	148 ± 1	218 ± 3	$19,0 \pm 0,6$	$0,71 \pm 0,11$
Mg-6%Ag	Закалка	162 ± 3	239 ± 1	$16,0 \pm 0,3$	$0,77 \pm 0,06$
	РКУП	44 ± 6	224 ± 5	$30,6 \pm 3,0$	$1,93 \pm 0,42$
	РК	311 ± 15	348 ± 12	$14,7 \pm 1,5$	$2,86 \pm 0,31$
Mg-10%Gd	Закалка	123 ± 7	185 ± 4	$13,2 \pm 1,7$	$1,27 \pm 0,86$
	РКУП	211 ± 1	258 ± 2	$18,0 \pm 3,6$	$2,47 \pm 1,71$
	РК	321 ± 4	329 ± 5	$10,3 \pm 1,2$	$2,15 \pm 0,13$

При этом исследование коррозионной стойкости показало, что деформационная обработка не влияет на скорость деградации чистого Mg, инкубированного в растворе на основе DMEM в течение 7 дней (таблица 1). При этом в сплавах Mg-6%Ag и Mg-10%Gd после РКУП и РК отмечено ухудшение коррозионной стойкости из-за формирования гальванических пар между матрицей и частицами $Mg_{54}Ag_{17}$ и Mg_5Gd .

Работа выполнена в рамках государственного задания номер №075-00319-25-00. Авторы выражают благодарность к.т.н. Андрееву В.А., к.т.н. Раабу А.Г. и к.т.н. Визе Б. за помощь в выплавке и обработке материалов исследования.

1. M. He, L. Chen, M. Yin et al. // J. Mater. Res. Technol. 23 (2023) 4396-4419.
2. N. Wang, S. Yang, H. Shi et al. // J. Magnes. Alloy, 10 (12) (2022) 3327-3353.
3. M. Gzyl, A. Rosochowski, S. Boczkal et al. // Mater. Sci. Eng. A, 638 (2015) 20–29.

АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeMnNi

Панченко И.А., Гостевская А.Н., Черепанова Г.И.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия*
gostevskaya_an@sibsiu.ru

Наблюдается растущая тенденция к исследованию многокомпонентных сплавов в современном материаловедении. Оптимизация химического состава таких сплавов представляет собой сложную проблему, поскольку каждая комбинация элементов определяет уникальные свойства и структуру материала, что приводит к огромному числу возможных вариантов [1]. Сплав системы CoCrFeMnNi является примером хорошо изученного высокоэнтروпийного материала с выдающимися механическими характеристиками, такими как относительное удлинение при разрыве до 70% и предел прочности 500 МПа [2, 3].

В связи с этим актуальной задачей становится разработка эффективных методов получения многокомпонентных сплавов.

В ходе исследования высокоэнтропийного сплава системы CoCrFeMnNi с содержанием железа $\approx 70\%$, методом проволоочно-дуговой аддитивной наплавки получен многокомпонентный сплав, на котором проводилось исследование микроструктуры. Анализ микроструктуры показал, что основными составляющими являются дендриты в виде столбчатых зерен (рис. 1). Выявлено наличие включений, обогащённых железом, марганцем и кислородом. Состав включений в наплавленном слое оценивали с помощью сканирующей электронной микроскопии. Результаты исследования микроструктуры образца свидетельствуют о том, что структура наплавленного слоя содержит дефекты в виде пор.

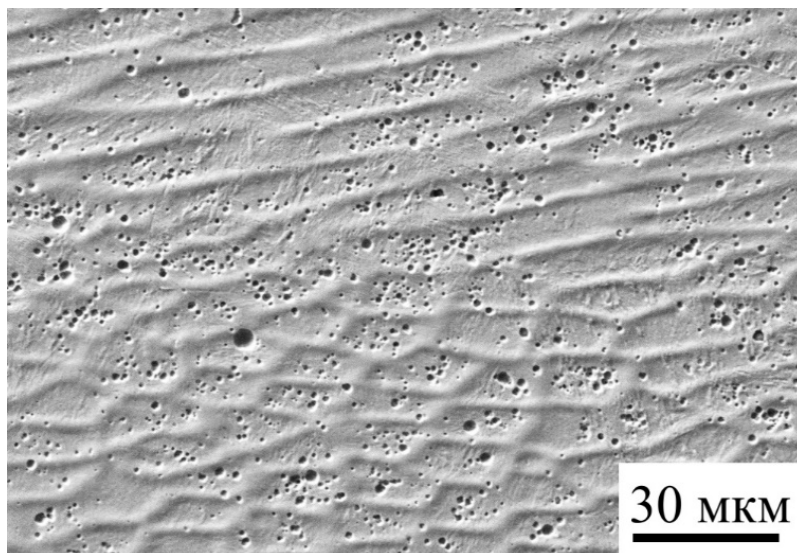


Рис. 1. Микроструктура высокоэнтропийного сплава CoCrFeMnNi

Проведенный в приповерхностном слое наплавленного материала ЭДС-анализ с целью изучения состава неметаллических включений (табл. 1) выявил следующие элементы: кобальт, хром, железо, марганец, никель, кремний, кислород, сера, медь.

Таблица 1. Элементный состав наплавленного сплава CoCrFeMnNi

Элемент	Вес, %
O	12,76
Al	0,37
Si	5,97
S	0,20
Cr	6,93
Mn	11,58
Fe	52,38
Co	5,79
Ni	4,03

Таким образом можно сделать вывод, что многокомпонентный сплав CoCrFeMnNi имеет дендритную структуру, представленную в виде столбчатых зерен. В дополнении к этому можно утверждать, что в структуре данного сплава присутствуют включения, обогащенные железом, марганцем, кремнием и кислородом.

Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

1. Структура высокоэнтропийного сплава системы CoCrFeMnNi / И.А. Панченко, С. В. Коновалов, А. Н. Гостевская, В. К. Дробышев // Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения : труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых, Новокузнецк, 16-17 мая 2023 года. Том Выпуск 27. Часть I. – Новокузнецк: Сибирский государственный индустриальный университет, 2023. – С. 174-177.
2. Ji W., Wang W., Wang H., Zhang J., Wang Y., Zhang F., Fu Z. Alloying behavior and novel properties of CoCrFeNiMn high-entropy alloy fabricated by mechanical alloying and spark plasma sintering. // Intermetallics. – 2015. – Vol. 56. – P. 24 – 27. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.08.008>
3. Ефимов М. О., Панченко И. А., Шлярова Ю. А. Градиент микротвердости в зоне контакта покрытие (ВЭС CoCrFeNiMn) - подложка (сплав 5083) // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2024. – Т. 67, № 4. – С. 398-400. doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-398-400.

СТРУКТУРА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ ЦИНК-АЛЮМИНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ

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

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

В работе представлены результаты исследования структуры и свойств покрытий на основе сплава ZnAl30 легированного оловом и медью, сформированных на внутренней поверхности стальной втулки методом центробежного формования в условиях индукционного нагрева.

Структура покрытий, полученных методом центробежной индукционной наплавки сплава ZnAl30, имеет градиентное строение с оттеснением цинкового

сплава к стальной основе, а менее плотного сплава алюминия к поверхности покрытия, при этом железосодержащие включения имеют слоистое распределение. При этом на поверхности стальной втулки формируется диффузионный цинксодержащий слой толщиной 200–300 мкм с гетерогенным строением [1].

С диффузионным слоем граничит цинковый сплав, насыщенный включениями $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ (Al_3Fe) и переходящий в матричный сплав, концентрация Al в котором возрастает к поверхности покрытия и достигает 60 масс.%. Включения $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ имеют неравномерное распределение: на поверхности покрытия преобладают крупные включения с размером частиц до 100 мкм, а по мере углубления их размер уменьшается до 20–30 мкм (рис. 1 а).

Легирование сплава покрытия медью (4 масс.%) приводит к образованию в структуре включений CuZn_5 (рис.1 б). Тогда как олово (9 масс.%) при кристаллизации выделяется в виде самостоятельных включений (рис. 1 в), что подтверждается рентгенофазовым анализом поверхности покрытия. Комплексное введение меди и олова не приводит к существенному изменению структуры сплава покрытия.

Твердость имеет неравномерное распределение по толщине покрытия, в связи с его градиентной структурой. Диффузионный цинковый слой имеет твердость 2,4–3,5 ГПа, подслой из цинкового сплава – 500–600 МПа, включения $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ – 4,6–7,0 ГПа и матричный сплав – 820–1000 МПа.

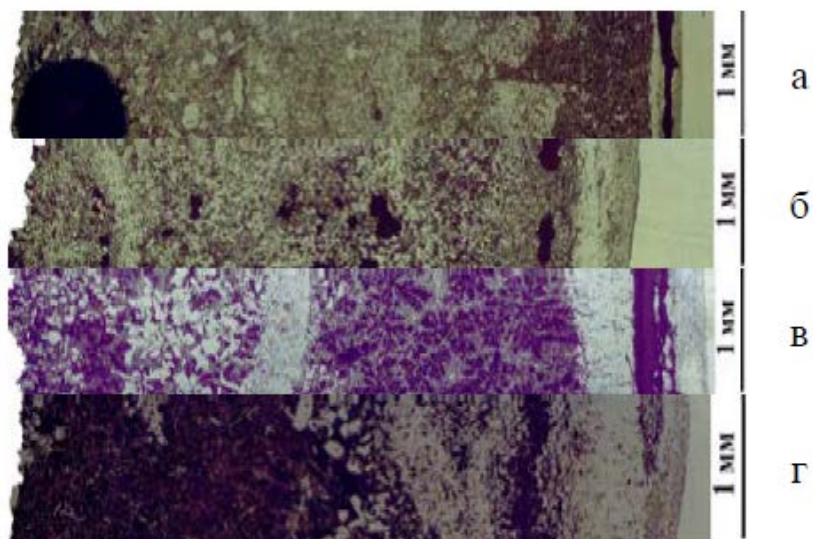


Рис. 1. Структура образцов покрытий:

а – образец 1 (ZnAl30); б – образец ZnAl30Cu4 ; в – образец 2 (ZnAl30Sn9);
г – образец 3 (ZnAl30Sn8Cu4);

Введение олова приводит к снижению твердости цинкового подслоя и матричного сплава до 2 раз, тогда как добавление Cu не оказывают какого-либо воздействия на микротвердость. При наплавке покрытия ZnAl30 на границе покрытие-сталь формируются трещины, приводящие к отслаиванию покрытия. Легирование сплава не оказывает воздействия на процессы образования трещин. Тогда как локализация включений $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ в цинковом подслое за диффузионным слоем (рис. 1 г) обеспечивает высокий уровень адгезии покрытия с основой. В случае формирования цинкового подслоя, обедненного включениями $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, в диффузионном слое образуются трещины (рис. 1 в).

Триботехнические испытания покрытий проводились после механической обработки поверхности, химический состав которых близок к заданной за исключением доли Al (до 45 масс.%) и Fe (до 15 масс.%).

В таблице 1 представлены значения коэффициентов трения образцов покрытий на основе сплава ZnAl30 легированного оловом и медью. Результаты трибоиспытаний (табл. 1) показали, что медь способствует снижению коэффициента трения и повышает несущую способность материала, позволяя рассматривать данные покрытия как альтернативные бронзовым. Аналогичное воздействие оказывает и олово, тогда как совместное введение меди и олова обеспечивает снижение коэффициента трения и при высоких нагрузках до 24 МПа.

Заключение

Анализ структуры покрытий показал, что в процессе наплавки Zn–Al сплавов идет активное растворение внутренней поверхности стальной втулки, что приводит к насыщению расплава железом. Диффузия железа в расплав приводит к формированию включений $Al_{13}Fe_4$, которые выступают в качестве основной армирующей составляющей и способствует снижению КТЛР до значений стали, что обеспечивает улучшение адгезии. Кристаллизация в условиях центробежного вращения приводит к формированию диффузионного цинкового слоя и градиентной структуры наплавленного слоя: включения железа и сплав цинка оттесняются к границе со сталью, тогда как алюминий диффундирует в поверхностный слой покрытия и составляет до 60 масс.%.

Таблица 1. Коэффициент трения образцов покрытий

Образец	Коэффициент трения			
	6 МПа	12 МПа	20 МПа	24 МПа
1 – ZnAl30	0,025-0,028	0,043-0,044	0,044-0,060	0,044-0,060
2 – ZnAl30Cu4	0,015-0,016	0,030-0,032	–	0,027-0,028
2 – ZnAl30Sn9	0,015-0,017	0,028-0,035	0,030-0,036	–
3 – ZnAl30Sn8Cu4	0,013-0,014	0,015-0,016	–	0,019-0,021

При введении олова в состав покрытия наблюдается снижение коэффициента трения в 1,3–1,5 раз, а при использовании меди для дополнительного легирования покрытия происходит снижение коэффициента трения в 2,8 раза, данная тенденция наблюдалась при давлении до 20 МПа. Кроме снижения коэффициента трения, легирующие элементы обеспечивают повышение нагрузочной способности, позволяя использовать данные покрытия как альтернативное бронзовым.

1. Структура и свойства легированных покрытий из сплава ZnAl30, полученных методом центробежной индукционной наплавки / А.И. Комаров и [др.] // Актуальные вопросы машиноведения: сб. научн.тр. / Объедин. ин-т машиностроения НАН Беларуси; редкол.: С.Н. Поддубко [и др.]. – 2022. – Вып. 11. – С. 299–305.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ВКЛАДЫ УПРОЧНЕНИЯ В МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ Mg–Zn–Zr–Ce

Лугинин Н.А.^{1,2}, Ерошенко А.Ю.¹, Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Просолов К.А.¹

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

² Томский политехнический университет, Томск, Россия

nikishek90@ispms.ru

Сплавы на основе магния имеют потенциал для применения в качестве материала для изготовления биорезорбируемых имплантатов, но их главный недостаток это – низкие прочностные свойства, недостаточные для несущих нагрузок в опорно-двигательном аппарате. Проблему низких механических свойств можно решить применением методов интенсивной пластической деформации (ИПД). В работе исследован сплав МА20 (система Mg–Zn–Zr–Ce), подвергнутый комбинированной ИПД, включающий осадку в пресс-форме и последующую прокатку в ручьевых валах, с последующей термической обработкой отжигом при температурах 200, 250, 300 °С в течение 24 часов для установления порога рекристаллизации УМЗ структуры в данном сплаве.

Сплав в исходном крупнокристаллическом состоянии имеет средний размер зерна 25 мкм (КК). Применение прессования позволило получить мелкокристаллическую структуру (МК) со средним размером зерна 3 мкм (рис. 1б). Дополнительная прокатка позволила обеспечить ультрамелкозернистое (УМЗ) состояние со средним размером зерна 1 мкм (рис. 1в).

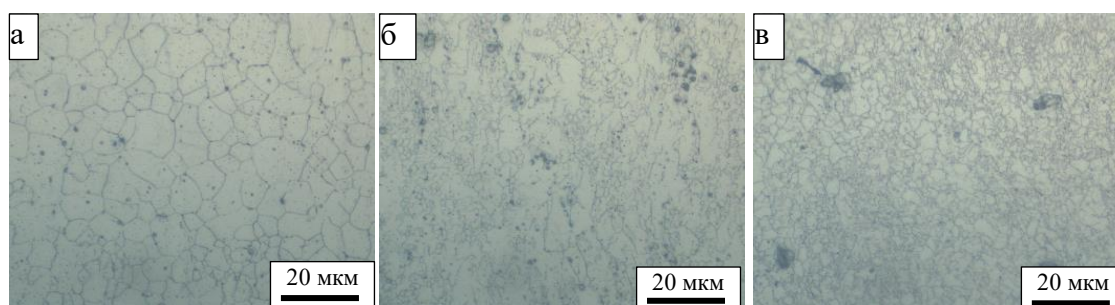


Рис. 1. Микроструктура сплава Mg–Zn–Zr–Ce после применения метода ИПД:
а – исходный; б – 3-abc; в – 3-abc+прокатка

По результатам оптической микроскопии установлено, что отжиг магниевого сплава в УМЗ состоянии при температуре 200 °С не приводит к росту среднего размера зерна (1,0 мкм, рис. 1а), УМЗ состояние сохраняется. Отжики при 250 и 300 °С увеличивают средний размер зерна до 1,5 и 7,0 мкм, соответственно, переводя сплав в МК состояние (рис. 2б, в).

Отжиг при 200 °С приводит к уменьшению скалярной плотности дислокаций в сплаве с $2 \cdot 10^{10}$ до $9 \cdot 10^9$ см⁻², однако преимущественно характер дислокационной субструктуры остается неизменным, которая является ячеисто-сетчатой. Повышение температуры отжига до 250 °С приводит к увеличению размера зерна и дальнейшему уменьшению скалярной плотности дислокаций до $\approx 6 \cdot 10^9$ см⁻², при этом дислокационная структура становится сетчатой с хаотическим распределением дислокаций в сетке. Дальнейшее увеличение температуры отжига до 300 °С приводит к более интенсивным рекристаллизационным процессам в сплаве и существенному увеличению размера зерна. Сетчатая дислокационная структура преобразуется в отдельные скопления дислокаций. Плотность дислокаций уменьшается до $\approx 4 \cdot 10^9$ см⁻².

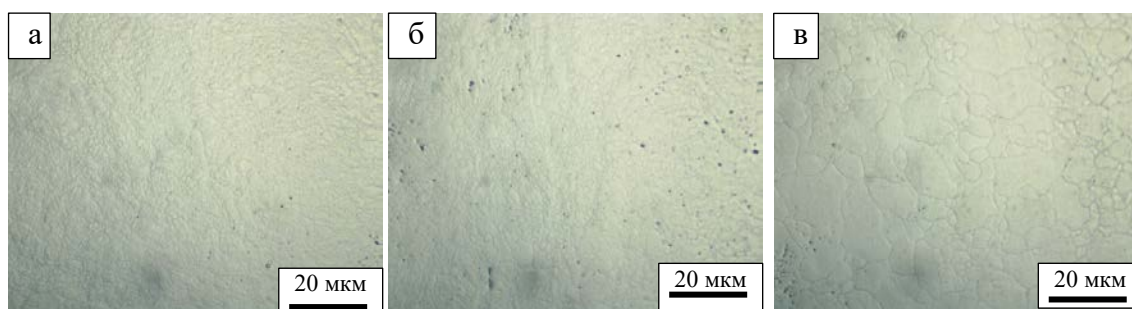


Рис. 2. Оптические изображения микроструктуры сплава Mg–Zn–Zr–Ce после отжигов при различных температурах: а – 200 °С; б – 250 °С; в – 300 °С

Далее был произведен расчет дислокационного и зернограницного механизмов упрочнения. Для сплава в КК состоянии вклад дислокационного механизма в упрочнение составил 15 МПа. В МК состоянии сплава увеличивается плотность дислокаций и дислокационное упрочнение составляет 35 МПа. УМЗ состояние характеризуется максимальным дислокационным упрочнением – 50 МПа. Отжиг при 200 °С приводит к возврату микроструктуры и снижению плотности дислокаций и, как следствие, к уменьшению величины $\sigma_{\text{дис}}$ до 40 МПа. Последующие отжики при 250 и 300 °С снижают величину $\sigma_{\text{дис}}$ до 30 и 35 МПа, соответственно. При рекристаллизационном отжиге (500 °С) КК сплава наблюдается низкая плотность дислокаций и рассчитанный вклад дислокационного упрочнения снижается до 14 МПа. Сплав Mg–Zn–Zr–Ce не обладает полиморфными превращениями и его фазовый состав не зависит от термической обработки сплава. Было принято, что твердорастворное и дисперсионное упрочнения составляют одинаковую величину и их сумма равна σ_0 30 МПа. Результаты расчетов $\sigma_{\text{общ}}$ демонстрируют хорошую сходимость с экспериментальными данными для $\sigma_{0,2}$, полученными при механических испытаниях на растяжение образцов.

Таблица 1. Расчетные вклады упрочнения в сплаве Mg–Zn–Zr–Ce

Состояние сплава	$\sigma_{\text{дис}}$, МПа	$\sigma_{\text{зер}}$, МПа	$\sigma_{\text{общ}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	Средний размер зерна, мкм
КК	15	50	95	90	25,0±10,0
МК	35	85	150	140	3,0±2,0
УМЗ	50	180	260	250	1,0±0,7
УМЗ+отжиг 200°С	40	180	250	230	1,0±0,7
УМЗ+отжиг 250°С	35	165	230	210	1,5±0,8
УМЗ+отжиг 300°С	30	75	135	140	7,0±5,0
КК+отжиг 500°С	10	30	70	60	40,0±15,0

Таким образом, наибольшее влияние в повышение прочности магниевого сплава при комбинированной ИПД вносят зернограницный ($\sigma_{\text{зер}} = 180$ МПа) вклад вследствие измельчения зерна до 1 мкм и дислокационный ($\sigma_{\text{дис}} = 50$ МПа) вклад при повышении скалярной плотности дислокаций до $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда №23-13-00359: <https://rscf.ru/project/23-13-00359/>.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Zn–1Mn–1Cu ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Исламгалиев Р.К., Ли Чж.,
Ли Л., Лян И., Чжан М., Йылмазер Х.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

Харбинский инженерный университет, Харбин, КНР

Технический университет Йылдыз, Стамбул, Турция

elmira.abdr2019@mail.ru

В настоящее время мочеточниковые стенты изготавливают из биodeградируемых полимеров, однако такие материалы обладают рядом недостатков, такие как низкая механическая прочность и риск воспалительных реакций [1]. Альтернативой могут служить металлические стенты на основе цинка и его сплавов. Для улучшения прочностных характеристик цинковых сплавов применяют легирование и методы интенсивной пластической деформации. В частности, перспективным способом повышения прочности и пластичности этих сплавов является равноканальное угловое прессование (РКУП), что подтверждено исследованиями [2].

Данное исследование посвящено разработке нового биосовместимого цинкового сплава Zn-1Cu-1Mn, а также изучению влияния одного из перспективных методов интенсивной пластической деформации – высокотемпературного РКУП на структуру и механические свойства материала. Для проведения РКУП был использован пресс с гидравлическим приводом ДБ-2632 усилием 160 т. На пресс устанавливалась и закреплялась универсальная штамповая оснастка. Прессование производили при скорости перемещения траверсы ~ 1,45 мм/сек. Перед каждым циклом заготовки смазывали смазкой с графитовым наполнителем. По завершении операции РКУП, полученные образцы охлаждались в воде. Количество проходов составило 2, 4 и 8 по маршруту В_с с пересечением угла каналов 120°. Для одного из прутков была осуществлена деформация 2 прохода при 150°C, для второго прутка 4 прохода (2 при 150°C и 2 при 120°C). Для последнего образца деформация 8 проходов РКУП осуществлялась с последовательным понижением температуры от 350°C до 200°C с шагом 50°C по 2 прохода на каждый интервал.

В процессе деформации произошло измельчение зеренной структуры и выделение фазы MnZn₁₃ из матрицы. У образцов после 8 проходов РКУП предел прочности повысился в 2,3 раза, предел текучести в 3,2 раза и относительное удлинение в 8 раз. Фрактограммы также показали изменение характера излома с хрупкого на вязкий уже после 4 проходов РКУП.

Таким образом, сплав Zn-1%Cu-1%Mn после высокотемпературной РКУП обработки представляет интерес для дальнейших исследований и применения в качестве материала для мочеточниковых стентов.

1. Алоян А.А., Горгоцкий И.А., Корбина Н.С., Бритов В.П., Семенякин И.В., Шкарупа Д.Д., Гаджиев Н.К. Биodeградируемые мочеточниковые стенты: современное состояние проблемы. *Вестник урологии*. 2024;12(2):76-86. <https://doi.org/10.21886/2308-6424-2024-12-2-76-86>
2. Huang, H., Liu, H., Wang, L.S. *et al.* A High-Strength and Biodegradable Zn–Mg Alloy with Refined Ternary Eutectic Structure Processed by ECAP. *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* **33**, 1191–1200 (2020). <https://doi.org/10.1007/s40195-020-01027-x>

ТЕКСТУРА АДДИТИВНОЙ ЗАГОТОВКИ, ПРОИЗВЕДЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛАП

Пырин Д.В.¹, Жилияков А.Ю.^{1,2}, Беликов С.В.^{1,2}

¹ УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

² ИФМ им. М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия
d.v.pyrin@gmail.com

Формирование текстур на определённых этапах производства материалов при воздействии направленных внешних или внутренних сил происходит достаточно часто (в том числе и при кристаллизации). Практический интерес исследования текстуры основан на вызванной ей анизотропии свойств [1]. Метод электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) позволяет получать в материалах направленную кристаллическую структуру, установление особенностей формирования которой является существенным шагом к управлению уровнем свойств относительно различных направлений построения аддитивной заготовки, и, тем самым, оптимизации технологии производства и расширению возможностей применения материалов в высокотехнологичных отраслях промышленности.

Целью работы является исследование текстурных особенностей аддитивных заготовок в виде стенок различных геометрических размеров, изготовленных методом ЭЛАП по различным режимам, отличающихся величиной энергозатрат, из сплава системы никель-хром-молибден (содержание, мас %: 23...24 Cr, 12...14 Mo, ≤0.75 Fe, Ni – остальное) [2].

Показано, что макроструктура изделия представлена колониями дендритов, выращенных эпитаксиально, преимущественно в направлении роста (НР) аддитивной заготовки. В проекции на сечение перпендикулярное направлению печати (НП) наблюдается радиальная разориентировка дендритов относительно оси НР [3]. Наиболее ярко она выражена в случае формирования последующего слоя отличной ширины, чем у ранее закристаллизовавшегося. В продольном же сечении имеются колонии дендритов с некоторым наклоном в сторону НП (в сторону движения теплового источника) [4]. Результаты анализа методом EBSD показали, что кристаллографическая текстура материала аксиальная <100> и характеризуется различной степенью остроты текстуры по высоте аддитивных заготовок.

1. Методы исследования текстур в материалах : учеб.-метод. пособие / М. Л. Лобанов, А. С. Юровских, Н. И. Кардолина, Г. М. Русаков. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 115 с. ISBN 978-5-7996-1107-1
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.; патентообладатель АО "Чепецкий механический завод". № 2017127607; заявл. 01.08.17; опубл. 16.11.18.
3. B. Vrancken, L. Thijs, J.-P. Kruth, J. Van Humbeeck, Microstructure and mechanical properties of a novel β titanium metallic composite by selective laser melting // Acta Materialia. – 2014. – V. 68. – P. 150-158.
4. Qiu Z., Wu B., Zhu H., et al. Microstructure and mechanical properties of wire arc additively manufactured Hastelloy C276 alloy // Materials & Design. - 2020. - V. 195. - 109007.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ti–Al–Zr–Sn–Ta–Si

Бояркин А.С.

Уральский федеральный университет им. первого Президента России

Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

a.s.boiarikin@urfu.ru

При производстве деталей авиационных двигателей с требуемым комплексом служебных свойств жаропрочные псевдо- α титановые сплавы в основном легируют α -стабилизатором алюминием и такими β -стабилизаторами, как ванадий, ниобий и молибден, что позволяет получить пластинчатую ($\alpha+\beta$)-структуру. Такая структура с объемной долей β -фазы до 5...7% формирует в сплаве хороший уровень жаропрочных свойств с необходимым уровнем технологической пластичности [1].

Использование в сплавах более тугоплавкого элемента тантала вместо основных, зачастую используемых β -стабилизаторов с содержанием до 4 масс. по результатам исследований [2, 3], привело к сохранению уровня прочностных и вязко-пластических свойств при комнатной и повышенных температурах. Исходя из этого, теоретически, при добавлении тантала в количестве до 5 масс. % можно ожидать большего повышения жаропрочных характеристик сплава.

Морфология вторых фаз, выделяющихся в результате легирования и термической обработки, может по-разному влиять на свойства жаропрочных сплавов. Так упорядоченная α_2 -фаза (Ti_3Al) вместе с повышением термической стабильности, жаропрочности и температуры работы до 650°C при длительной эксплуатации при повышенных температурах сильно охрупчивает сплав. Однако, падение пластичности можно снизить гомогенным механизмом её образования с формированием диффузных α/α_2 -границ [4]. Вклад в твёрдорастворное и дисперсионное упрочнение вносит легирование кремнием, но выделение силицидов может как повысить прочность сплавов, так и снизить вязко-пластические свойства материала [5].

Целью работы являлся анализ особенностей формирования структуры и фазового состава в жаропрочных опытных сплавах псевдо- α -класса Ti–9,0Al–3,8Zr–3,1Sn–4,9Ta (сплав 1) с дополнительным введением кремния ~ 0,16 масс. % (сплав 2) после закалки из однофазной β -области с температуры 1200 °C или двухфазной ($\alpha+\beta$)-области с температуры 950 °C в воде с последующим отпуском / старением при температуре 650 °C в течение 300 часов с охлаждением на воздухе.

Было установлено, что в обоих сплавах при закалке из однофазной β -области (1200°C) формируется α' -мартенсит пакетной морфологии с высокодисперсными выделениями α_2 -фазы в теле мартенситных пластин, а при закалке из двухфазной ($\alpha+\beta$)-области (950°C) – пластинчатая ($\alpha+\alpha'$)-структура со следами β -фазы и ячеистоподобными выделениями α_2 -фазы в теле α -пластин (рис. 1, а, б кривые I и II). В процессе отпуска при 650 °C, 300 ч. сплавов 1 и 2 после закалки от 1200°C реализуется распад α' -мартенсита с формированием смеси ($\alpha+\beta$)-фаз с активным зарождением и ростом α_2 -частиц по гетерогенному механизму (рис. 1, а, б, кривые III и IV). В процессе старения при 650 °C, 300 ч. наряду с распадом α' -мартенсита активно протекают процессы упорядочения с выделением α_2 -фазы по гомогенному механизму (рис. 1, а, б, кривые III и IV; рис. 2, а).

При последующем отпуске/старении сплава 2 наряду с процессами распада и упорядочения происходит выделение малой объемной доли силицидов S_2 -типа (рис. 1, б, кривые III и IV; рис. 2, б).

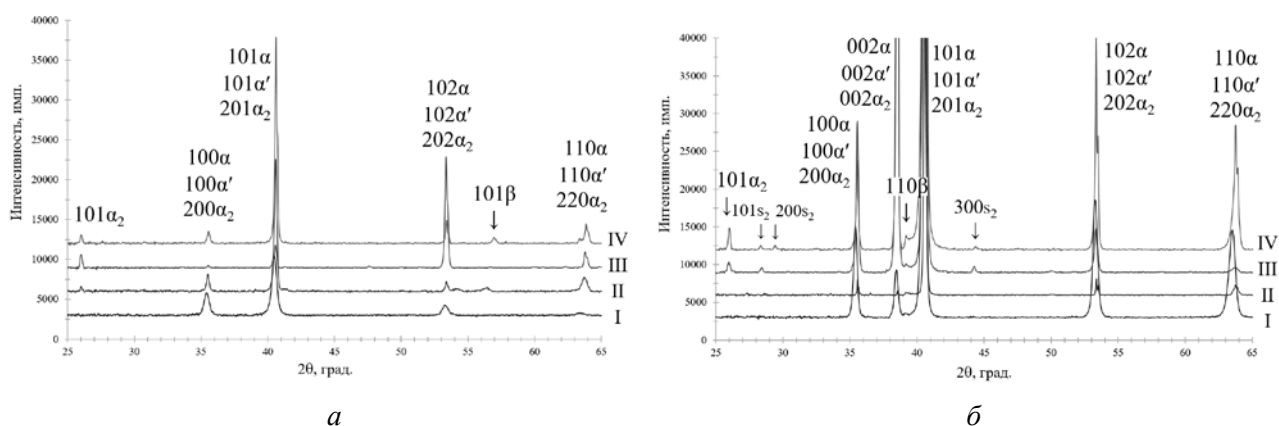


Рис. 1. Дифрактограммы сплавов 1 (а) и 2 (б) после различных режимов термической обработки:
 I – закалка с 1200 °С; II – закалка с 950 °С;
 III – закалка с 1200 °С и отпуск при 650 °С, 300 часов;
 IV – закалка с 950 °С и старение при 650 °С, 300 часов

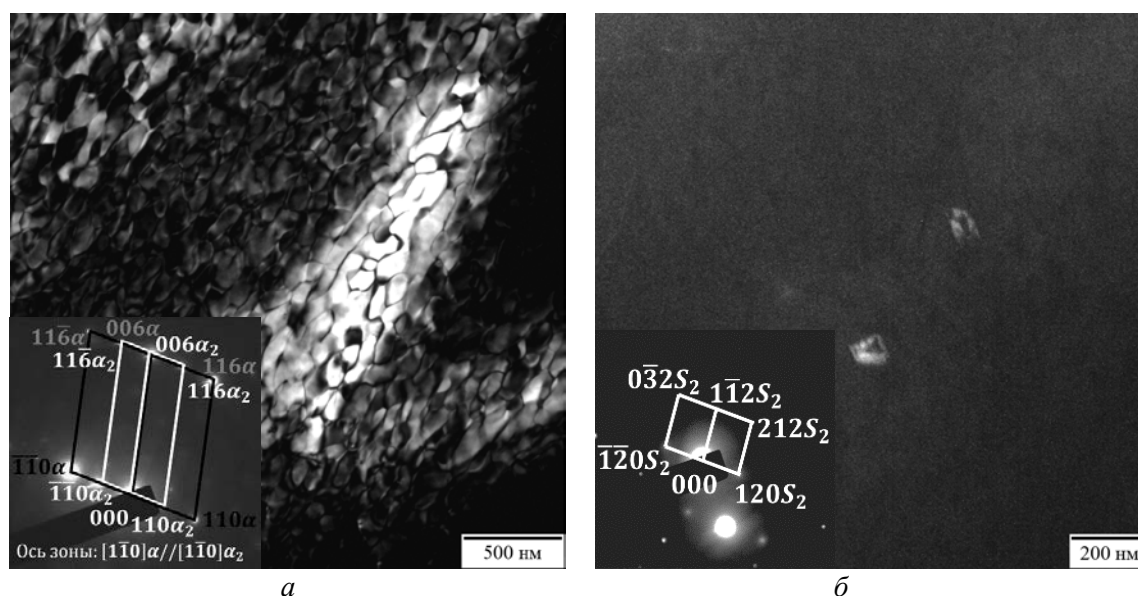


Рис. 2. Темнопольные изображения гомогенной α_2 -фазы (а) и силицидов (б) после закалки из двухфазной ($\alpha+\beta$)-области и старения

1. Солонина О. П., Глазунов С. Г. Титановые сплавы. Жаропрочные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1976. – 448 с.
2. Каблов Е. Н., Ночовная Н. А., Алексеев Е. Б., Ширяев А. А. Патент RU 2614355 С1. Сплав на основе титана и изделие, выполненное из него. 2017
3. Тетюхин В. В., Моисеев В. Н., Захаров Ю. И. и др. Патент RU 1508594 С. Сплав на основе титана. 1994
4. Попов А. А., Попова Е. Н., Карбаналов М. С. и др. Процессы формирования $\alpha+\alpha_2$ -структуры в модельных псевдо- α сплавах титана // ФММ. 2022. Т. 123, № 5. С. 541 – 546.
5. Zhao E., Sun S., Zhang Y. Recent advances in silicon containing high temperature titanium alloys // J. Mater. Res. Technol. 2021. V. 14. P. 3029 – 3042.

СПОСОБ ЭКСТРУЗИИ ТРЕНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Елисеев А.А.

*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, Томск, Россия*
alan@ispms.ru

Технология экструзии трением впервые была разработана и запатентована в 1991 году в Институте сварки (The Welding Institute, Великобритания). Технология долгое время не исследовалась, пока её отличительные особенности не совпали с современными задачами промышленности. В частности, экструзия трением позволяет перерабатывать металлические стружку и порошки, что соответствует современному тренду на перерабатываемость отходов. Кроме того, экструзия трением может быть использована для создания композиционных материалов, а также является энергоэффективной и экологичной. Поэтому интерес к данной технологии значительно возрос за последние 10 лет.

В большинстве случаев при экструзии трением исходный материал загружается в капсулу, а затем вращающийся пуансон разогревает его до пластичного состояния в поверхностном слое за счет трения, и материал экструдирован в отверстие в пуансоне. Такая схема часто называется обратной. В данной работе предлагается новый способ экструзии трением. В схеме процесса отсутствует пуансон, вращающейся частью является исходный пруток, который под давлением экструдирован через неподвижную фильеру в проволоку меньшего диаметра.

В качестве исходного прутка в данной работе использовался пруток алюминиевого сплава Д16 диаметром 10 мм. Диаметр выходного отверстия фильеры составлял 3 мм, соответственно коэффициент экструзии составил 11,1. В качестве параметров экструзии при подборе режима варьировались аксиальная нагрузка на пруток (от 200 до 400 кг) и частота вращения прутка (от 200 до 550 об/мин).

Результаты исследований показали, что процесс экструзии при данной схеме сильно зависит от параметров. В частности, наиболее производительным оказался режим с параметрами 300 кг, 500 об/мин. Изменение нагрузки или частоты вращения на 10% относительно указанного режима приводило к прекращению экструзии. На данный момент максимальная длина экструдированной проволоки составила 45 мм. По достижении данной длины исходный пруток ввиду большой теплопроводности алюминия перегревался и разрушался, поскольку контактные напряжения при трении о фильеру превышали прочность исходного прутка. Рентгеновские исследования показали отсутствие макродефектов в полученных образцах. Измерение микротвердости показало стабильное значение микротвердости от центра полученной проволоки к поверхности. Микротвердость образцов составила от 1,05 ГПа до 1,37 ГПа (63%-83% от микротвердости исходного сплава Д16). При этом минимальная микротвердость наблюдалась у образца, полученного при самом производительном режиме. Максимальная прочность образца составила 411 МПа (90% от прочности исходного сплава Д16).

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (соглашение №25-22-00356).

МОРФОЛОГИЯ И СТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ Fe-Ni ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ДЛЯ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

Федоров Д.С., Крылова С.Е.

Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

dmitriy_osu@mail.ru

Лазерная наплавка – это перспективная технология аддитивного производства и ремонта металлических изделий, позволяющая формировать покрытия с высокой адгезией и минимальной зоной термического влияния. Морфология и структура порошков существенно влияют на качество наплавленного слоя, поэтому их анализ является важным этапом в разработке композиций [1].

Цель исследования – изучение морфологии и структурных особенностей зарубежных порошковых композиций, доступных на рынке РФ, предназначенных для лазерной наплавки, определение влияния их химического и гранулометрического состава на качество и свойства формируемых покрытий.

Для исследования выбраны порошковые композиции на Fe-Ni-Cr-ой основе, широко применяемые в лазерных технологиях для ремонта нефтегазового оборудования благодаря сочетанию прочности, износостойкости, коррозионной стойкости и хорошей обрабатываемости.

Таблица 1. Заявленный и фактический химический состав исследуемых порошковых композиций

№	Марка	Химический состав									
		C	Cr	Si	Fe	Mo	Mn	B	Ni	Cu	Другие
1	Fe17-4PH	0,07	16,0	≤1,00	Осн.	-	≤1,00	-	4,00	-	Nb: 0,30
	Фактический	0,044	14,052	0,147		0,179	0,139	-	4,421	4,30	Co:0,233
2	F314	0,15	18,0	1,00	Осн.	-	≤2,00	-	10,0	-	≤5,00
	Фактический	0,104	18,096	0,632		0,106	0,100	0,714	10,934	0,17	V:0,106
3	Ni625	0,10	23,0	0,50	≤5,00	8,0-10,0	0,50	-	Осн.	-	-
	Фактический	0,041	16,723	0,236	4,951	9,318	0,047	-		-	Nb: 1,692 W:0,384
4	Ni60AACuMo	0,50	15,5	4,00	≤3,00	2,50	-	3,50	Осн.	2,50	-
	Фактический	4,205	13,047	2,163	1,233	1,311	0,356	2,698		-	Nb: 0,271 Ti:0,154

Из данных таблицы 1, полученных оптико-эмиссионным спектральным анализом на приборе LABSPARK 1000 видно, что практически все указанные порошки не соответствуют химическому составу, заявленному производителем. Отклонения по упрочняющим элементам хрому и углероду особенно существенны и в среднем достигают 15,5 – 23%, В композиции Ni60AACuMo содержание углерода превышено в 8 раз, что неминуемо сопровождается высокой твердостью наплавленного слоя (62-65 HRC), и трещинообразованием при наплавке. Кроме того, в заявленных составах отсутствуют такие элементы как: медь, кобальт, молибден, хотя по факту они содержатся и значительно влияют на свойства и качество формируемых покрытий.

Проведен анализ гранулометрического состава для четырех типов порошковых композиций, таблица 2. Несмотря на то, что производитель регламентирует размерность фракции в пределах 40-120 мкм, гранулометрия выявила определенные особенности.

Таблица 2. Гранулометрический состав металлических порошков

№	Порошок	фр. до 40	Фр. 40-63	Фр. 63-80	Фр. 80-100	Фр. 100-125
1	F314	0,51%	0,91%	5,26%	19,21%	74,11%
2	Fe17-4PH	-	0,71%	5,45%	8,38%	85,46%
3	Ni625	1,2%	2,4%	15,5%	27,1%	53,8%
4	Ni60AACuMo	0,2%	0,6%	1,71%	2,92%	94,57%

Порошок F314 преимущественно крупный (100-125 мкм), но имеет заметную долю более мелких частиц (80-100 мкм) и небольшое количество очень мелких частиц до 40 мкм, требует осторожности при применении из-за риска пылевыведения и сегрегации. Fe17-4PH однородный порошок с преобладанием крупной фракции (100-125 мкм), идеален для процессов, требующих высокой сыпучести и минимального пылеобразования. Ni625 порошок средней фракции с широким распределением размера частиц, при плавлении возможны проблемы с сыпучестью и пылевыведением. Ni60AACuMo исключительно однородный порошок, почти полностью состоящий из частиц крупной фракции (100-125 мкм), обладает максимальной сыпучестью, минимальным риском пылевыведения и сегрегации.

После пробной двухслойной лазерной наплавки указанных порошков на мощности лазерного излучения 1880 Вт получены выводы: порошок Fe17-4PH не пригоден для наплавки из-за отсутствия сплавления между валиками, порошок Ni60AACuMo отлично наплавляется, но имеет повышенную склонность к образованию горячих трещин из-за сложной эвтектики и широкого интервала затвердевания, оптимальной является наплавка в 1 слой; порошки F314 и Ni625 отлично наплавляются и не имеют выраженных дефектов покрытия, рисунок 1.

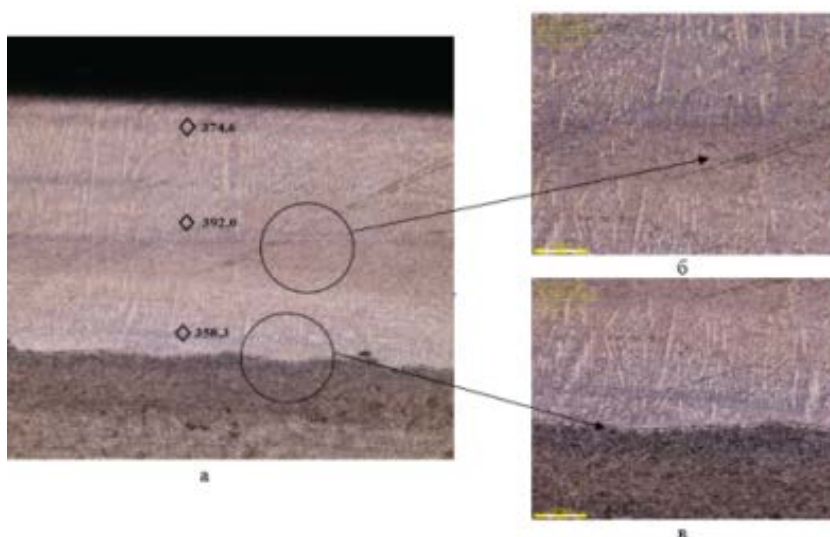


Рис. 1. Панорамное изображение структуры наплавленного порошка F314 2 слоя, полученное с помощью Olympus DSX-1000:
a – общий вид; *б* – наплавленный слой; *в* – зона сплавления и диффузионный слой

Основываясь на многообразии новых фирм-представителей по поставкам порошковых композиций для лазерной наплавки, смену лидерства поставляемых материалов на рынке РФ и отсутствие стабильных результатов при использовании порошковых композиций от зарубежных производителей, первостепенную важность приобретает поэтапный входной контроль поставляемых порошков, влекущий корректировки технологического процесса лазерной наплавки с целью получения качественного бездефектного лазерного покрытия [2].

1. Крылова С.Е., Ромашков Е.В., Завьялов В.А. Обоснование новых составов порошковых композиций для упрочнения поверхности методом лазерного воздействия / Ученые записки Крымского инженерно-педагогического университета. 2022. № 3 (77). С. 162-169.
2. Mingying Xiao, Huabing Gao, Laibo Sun, Zhen Wang, Guorui Jiang, Qingsen Zhao, Chunhuan Guo, Liyu Li, Fengchun Jiang Microstructure and mechanical properties of Fe-based amorphous alloy coatings prepared by ultra-high speed laser cladding – <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0167577X21006984>.

ВЛИЯНИЕ ФОСФОРА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ КРЕМНЕМАРГАНЦЕВЫХ ЛАТУНЕЙ

Святкин А.В., Климанова А.М.*

*Тольяттинский государственный университет,
Тольятти, Россия
myripru@gmail.com*

Многокомпонентные кремнемарганцевые латуни с легированием на основе Al–Mn–Fe–Si широко применяются в промышленности благодаря оптимальному сочетанию механических и антифрикционных свойств [1]. Высокие трибологические характеристики кремнемарганцевых латуней сделали их идеальным материалом для изготовления колец синхронизаторов для автомобильных трансмиссий. [2] Их изготавливают методом горячей штамповки с последующей термообработкой, что обеспечивает необходимый комплекс механических характеристик.

Основные проблемы в технологических переделах связаны со склонностью к образованию трещин из-за внутренних напряжений и появлением микропор, вызванных перераспределением элементов между силицидами и матрицей при нагреве [3]. Наличие примесей приводит к снижению механических свойств [4]. Перспективным направлением является создание безсвинцовистых «эко-латуней» [5]. Введение фосфора рассматривается как многофункциональное решение, позволяющее одновременно улучшить обрабатываемость, механические свойства и стабильность сплавов. Особое внимание уделяется оптимизации фазового состава для сохранения баланса между прочностью и пластичностью, а также расширению температурного диапазона эксплуатации. Эти меры направлены на создание новых поколений латуней, сочетающих высокие эксплуатационные характеристики с экологической безопасностью.

Экспериментальные исследования влияния фосфора на характеристики латуней проводились на серии образцов с варьируемым содержанием фосфора от 0,05 до 0,50%. Введение фосфора в образцы осуществлялось посредством добавления в

сплав фосфористой меди МФ9. (фосфор на медной основе для лучшего усвоения). Образцы выплавлялись в печи фирмы Balzers при температуре 910°C. Размер образцов Ø 50x15 мм.

Микроструктурный анализ выявил, что фосфор способствует образованию крупных фосфосилицидов железа и марганца. Характерно, что с ростом содержания фосфора наблюдается увеличение размеров этих интерметаллидных образований. Термическая обработка при 430°C с выдержкой от 30 до 450 минут позволила выявить зависимость твердости от режимов старения. Все исследованные составы, за исключением образца с 0,50% фосфора, продемонстрировали снижение твердости после термообработки. Уникальное поведение сплава с максимальным содержанием фосфора проявилось в способности к термоупрочнению с пиком при выдержке 210 минут (3,5 часа), когда твердость возрастала с исходных 165 HV до 213 HV. Этот эффект обусловлен совокупностью структурных изменений: образованием мелкодисперсных кремнийсодержащих частиц и выделением пластин идиоморфной α -фазы внутри зерен β -фазы. Отдельный интерес представляет образец с 0,10% фосфора, где зафиксирован наиболее интенсивный рост доли α -фазы после отжига на 60%. СЭМ-анализ данного состава показал признаки сдвиговых превращений с формированием структуры бейнитного типа в зернах исходного пересыщенного раствора. Установлено, что фосфор, замещая кремний в силицидах, вытесняет кремний в твердых раствор, что способствует его стабилизации.

Фосфор оказывает комплексное влияние на структурно-фазовое состояние латуней, с одной стороны стабилизирует α -фазу, с другой – способствует образованию упрочняющих интерметаллидных включений. Наибольший практический интерес представляет интервал содержаний 0,10-0,50% фосфора, позволяющий повысить технологические и эксплуатационные характеристики. Полученные результаты открывают перспективы для разработки новых марок латуней с регулируемым комплексом эксплуатационных свойств.

1. Вавилова П. С., Мишин М. М., Мишина М. Н. Использование медных сплавов при производстве машин //Наука и Образование. – 2022. – Т. 5. – №. 2.
2. Gao H. et al. Failure analysis of a brass synchronizer ring in the gearbox of vehicle //International Journal of Automotive Technology. – 2023. – Т. 24. – №. 2. – С. 493-501
3. Святкин А.В., Гнусина А.М., Грызунова Н.Н. On the Effect of Heating of Two-Phase Alloyed Brasses on Morphological Peculiarities of Intermetallic Inclusions // Physics of Metals and Metallography. 2024. №6. С. 594-602.]
4. Fadhil A. A. et al. Study on the effect of production parameters and raw materials used on the mechanical properties of leaded brass (CuZn40Pb2) alloy //World Journal of Engineering and Technology. – 2017. – Т. 5. – №. 2. – С. 340-349.
5. Hassini Y. et al. Study of the corrosion behavior of lead-free α -brass (CuZn21Si3P) and (α + β)-brass (CuZn36Pb2As) in simulated drinking water and tap water //Moroccan Journal of Chemistry. – 2024. – Т. 12. – №. 2. – С. 799-829.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ДЮРОМЕТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_2$ и $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_9\text{Mn}_{31}\text{Ni}_{20}$

Дробышев В.К., Коновалов С.В., Панченко И.А., Ли Х.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
drobyshev_v.k@mail.ru

В текущем исследовании изучены дюрометрические свойства (нанотвердость, микротвердость, износостойкость), микроструктура и фазовое состояние сплавов $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_{20}$ и $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_9\text{Mn}_{31}\text{Ni}_{20}$, изготовленных вакуумно-индукционной плавкой. С целью установления влияния Fe и Zr в пределах 10 ат. % на структуру и механические свойства сплавов системы CoCrMnNi. Для рентгеноструктурного анализа использовался рентгеновский дифрактометр Shimadzu XRD-6000; съемка происходила в медном отфильтрованном излучении Fe-K α 1. Так в сплаве $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_9\text{Mn}_{31}\text{Ni}_{20}$ образуются интерметаллидные соединения (ZrCo_2 , Cr_2Ni_3). Образование которых может быть связано из-за большего атомного радиуса Zr (0,160 нм), по сравнению с Co, Cr, Mn, Ni (~0,125–0,135 нм). Данное элементное расслоение вызывает локальные напряжения в решётке, приводящих к сегрегации элементов и образованию интерметаллидов. Структура $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_{20}$ и $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_9\text{Mn}_{31}\text{Ni}_{20}$, изучена в характеристическом рентгеновском излучении атомов элементов с использованием сканирующей электронной микроскопии (прибор «KYKY EM-6900», оснащенный энергодисперсионным анализатором Oxford Xplore). Матрица сплава преимущественно состояла из Co, Fe и Cr. Дендритные области сформированы в основном из Mn и Ni. Микроструктура сплава отличается более плотными и однородными дендритными и междендритными областями по сравнению с высокоэнтропийными сплавами системы $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_9\text{Mn}_{31}\text{Ni}_{20}$. Методами сканирующей электронной микроскопии продемонстрировано, что при добавлении циркония вместо железа в высокоэнтропийный сплав до 10 ат. % в структуре материала образовывались вторичные соединения с преобладанием содержания циркония, что снижало долю хрома, способного растворяться в матрице. Для измерения нанотвердости и модуля Юнга образцов высокоэнтропийных сплавов использовался нанотвердомер «Наноскан-4D». Измерения выполнены в соответствии со стандартами ISO 14577 и ГОСТ Р 8.748-2011 с использованием алмазной трехгранной пирамидки Берковича. Сплав $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_9\text{Mn}_{31}\text{Ni}_{20}$ в ходе инструментального индентирования имеет на 159 % более высокую нанотвердость, чем неэквивалентный высокоэнтропийный сплав Кантора. Модуль упругости сплава $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_9\text{Mn}_{31}\text{Ni}_{20}$ выше на 30,4 %, что указывает на его большую прочность и устойчивость к упругой деформации. Более низкая погрешность модуля упругости сплава $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_{20}$ может быть следствием более однородного распределения химических элементов в объеме изготовленного слитка. Оба сплава демонстрируют одинаковые параметры износостойкости $\approx 2,08 \times 10^{-5}$ г/оборот означает, что при трении сплавы теряют 0,0000208 г за один оборот, что крайне мало и требует дальнейшего изучения механизмов износа.

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

КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОКОВОК В ПРОЦЕССЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛИТЕЛЬНЫХ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ВЫДЕРЖЕК И МЕДЛЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКОГО МЕТОДА АНАЛИЗА

Анисимов Д.М., Петров С.Н.

*НИИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей»,
Санкт-Петербург, Россия, mail@crism.ru*

Для научно-обоснованного назначения режимов термической обработки крупногабаритных стальных деталей необходимо создание методики оценки структурного состояния в условиях изотермических выдержек и при непрерывном медленном охлаждении.

Целью работы является количественная оценка структурно-фазового состояния сталей марок 25ХН2МФА, 38ХН3МФА в атермических и изотермических условиях обработки, а также влияние различных защитных покрытий для борьбы с обезуглероживанием после длительных выдержек.

Проведена серия дилатометрических испытаний в условиях изотермических выдержек, моделирующая процессы нагрева и охлаждения крупногабаритных заготовок. Испытания проводились на дилатометрах DIL 805 и «DIL 402 Expedis Surgete» на образцах в форме цилиндров (Ø5мм и длиной 10мм и Ø9мм и длиной 20мм). На основе полученных дилатограмм рассчитаны кинетические зависимости доли превращенного аустенита при непрерывном охлаждении и в условиях изотермических выдержек.

Проведена верификация полученных результатов с использованием микроструктурного анализа. При исследовании микроструктуры полученных образцов обнаружено значительное обезуглероживание поверхностного слоя (до 2 мм). Для предотвращения обезуглероживания проведены аналогичные испытания образцов на дилатометре с использованием диффузионных барьеров (нанесение защитных покрытий, таких как Ni, Pd, высокотемпературные герметик и лак). Металлографический анализ показал, что покрытия лишь частично защищают образец от обезуглероживания. Оценка объемного содержания углерода образцов после испытаний показала значительное снижение содержания углерода после длительных изотермических выдержек образцов как с покрытием, так и без него. Например, для стали 25ХН2МФА испытания на образцах Ø9мм, покрытых высокотемпературным лаком, показали наличие обезуглероженного слоя 1-1,2 мм и снижение содержания углерода с 0,25 до 0,21% в середине образца и - до 0,12% на поверхности. Обезуглероживание исследуемых материалов искажает процессы фазовых превращений в модельном образце малого размера, что отражается на виде изотермических дилатограмм и результатах количественной оценки структурно-фазовых составляющих. Исследования проводились на малых образцах в имитированном исходном состоянии, что требовало проведения их нагрева и длительной выдержки в высокотемпературной области, приводящих к значительному обезуглероживанию поверхности. Для предотвращения влияния обезуглероживания на результаты физического моделирования процессов распада аустенита и количественной оценки структурно-фазовых составляющих предложено проведение испытаний на закаленных образцах, что позволяет значительно снизить температуру и длительность предварительного нагрева.

СТРУКТУРА, СТАТИЧЕСКАЯ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ КРИОКАТАНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С

Загитов Р.Р.¹, Автократова Е.В.¹, Крымский С.В.¹, Латыпова О.Э.¹,
Маркушев М.В.¹, Ситдилов О.Ш.¹, Линдеров М.Л.², Мерсон Д.Л.²

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

² НИИПТ, Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

zagitov-rinat@mail.ru

Исследовали влияние изотермической прокатки при -196°C с обжатиями от 30 до 90% на структуру и механические свойства всесторонне кованого сплава 1570С (Al–5,0Mg–0,18Mn–0,20Sc–0,08Zr–0,01Fe–0,01Si, вес. %), имевшего динамически рекристаллизованную структуру матрицы с размером кристаллитов (зерен и субзерен) (d_3 и $d_{сз}$) ~ 2 мкм и долей высокоугловых границ ($F_{\text{ВУГ}}$) 85% (рис.1, табл.1). В матрице были равномерно распределены выделения $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ диаметром ~ 20 нм и плотностью 10^4 шт/мкм³, а также единичные избыточные фазы размером до 3 мкм [1].

Установлено, что вне зависимости от степени деформации (ϵ), при прокатке формировалась сильнонагартованная мелкозернистая структура с преимущественно малоугловым спектром межкристаллитных границ, на два порядка большей плотностью дислокаций (ρ) и более чем на порядок меньшим размером области когерентного рассеяния (ОКР) (рис. 1, табл. 1) [2,3].

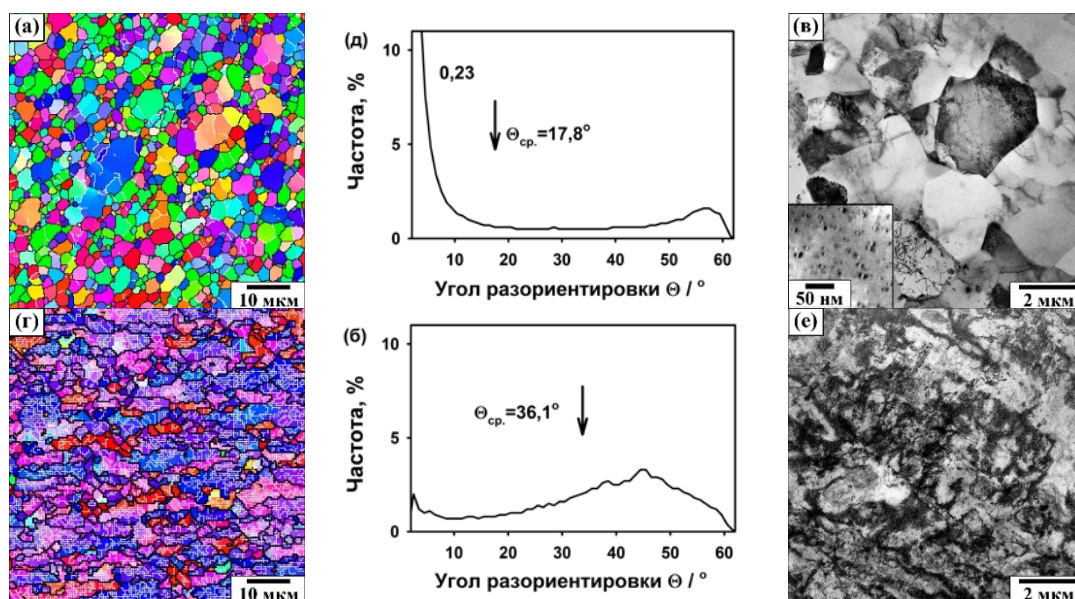


Рис. 1. Структура сплава 1570С до (а–в) и после прокатки до 90 % (г–е): (а, б, г, д) СЭМ, (в, е) ПЭМ; на (а, г) белые линии – границы с $2 \leq \Theta < 15^{\circ}$, черные с $\Theta \geq 15^{\circ}$

Таблица 1. Параметры структуры сплава 1570С до и после прокатки

Состояние	ϵ , %	d_3 , мкм	$d_{сз}$, мкм	$F_{\text{ВУГ}}$, %	ОКР, нм	ρ , м ⁻²
Поковка	0	2,3	2,0	85	688 ± 12	$5,0 \times 10^{12}$
Лист	30	3,3	0,4	44	33 ± 1	$6,1 \times 10^{14}$
	90	2,9	0,3	34	15 ± 3	$9,0 \times 10^{14}$

Оценка механических свойств сплава показала, что прокатка значительно повысила его твердость (HV), пределы текучести ($\sigma_{0,2}$) и прочности (σ_B) при монотонном растяжении при комнатной температуре [2,3]. Также увеличился предел выносливости ($\sigma_{0,1}$) на базе 10^7 циклов в условиях знакопостоянного растяжения с коэффициентом асимметрии цикла 0,1 (табл. 2). При этом одновременно фиксировали высокий уровень пластичности (относительного удлинения (δ)) для столь нагартованного материала. Обнаруженный комплекс характеристик механического поведения среднечного сплава оказался сопоставим с демонстрируемым серийными катаными полуфабрикатами из сложнолегированных высокопрочных алюминиевых сплавов в искусственно состаренном состоянии T1.

Таблица 2. Механические свойства сплава 1570C до и после прокатки

Состояние	ε , %	HV	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,1}$, МПа
Поковка	0	105±10	235 ± 5	365 ± 5	37 ± 2	215
Лист	30	153±6	510 ± 10	550 ± 10	13 ± 2	340
	90	176±5	590 ± 5	620 ± 5	9 ± 1	350

Обсуждена взаимосвязь структуры, механического поведения и разрушения сплава, а также роль наноразмерных выделений $Al_3(Sc,Zr)$ в формировании его структуры и механических свойств.

Сделан вывод о том, что криогенная прокатка мелкозернистых термонеупрочняемых среднечных алюминиевых сплавов, комплексно легированных переходными металлами, является эффективным методом получения высокопрочных алюминиевых листов с уникальным комплексом служебных свойств.

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ № 23-19-00702 <https://rscf.ru/project/23-19-00702>. Работы проводились на базах Центра коллективного пользования ИМСП РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов» и НИИПТ ТГУ.

1. E. Avtokratova, O. Sitdikov, M. Markushev, M. Linderov, D. Merson, A. Vinogradov. The processing route towards outstanding performance of the severely deformed Al–Mg–Mn–Sc–Zr alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2021. V.806. 140818. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140818>
2. E.V. Avtokratova, O.Sh. Sitdikov, R.R. Zagitov, V.V. Tereshkin, S.V. Krymskiy, O.E. Latypova, M.V. Markushev. Effect of cryogenic rolling on structure and mechanical properties of ultrafine grained 1570C alloy // Lett. Mater. 2023. Vol. 13 № 4s P. 426-430. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2023-4-426-430>.
3. O.Sh. Sitdikov, E.V. Avtokratova, R.R. Zagitov, O.E. Latypova, S.V. Krymskiy, M.V. Markushev. Microstructure and mechanical properties of multidirectionally forged Al alloy 1570C subjected to cryogenic rolling // Int. J. Lightweight Mater. Manuf. 2025. Pre-Proof. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2025.03.005>

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Al-V

Трошкова О., Мочуговский А.Г., Михайловская А.В.

Национальный исследовательский технологический университет МИСИС,

Москва, Россия

troshkova.o@misis.ru

Алюминиевые сплавы, легированные переходными металлами (ПМ), включая сплавы с хромом, являются перспективными материалами для авиа- и машиностроения ввиду способности к дисперсионному упрочнению. В литературе отмечается возможность формирования дисперсоидов, например, на основе V и Ti при распаде пересыщенных твердых растворов. Ванадий с алюминием образует несколько стабильных и метастабильных фаз, включая квазикристаллические фазы, что осложняет определение фазового состава при распаде твердого раствора. Во многих работах обнаружены дисперсоиды фазы следующих составов $Al_{21}V_2$, $Al_{11}V$, Al_3V . Формирование пересыщенного твердого раствора является ключевым фактором, влияющим на эффект дисперсионного упрочнения в сплавах на основе алюминия.

Переходные элементы V-VI групп периодической системы ввиду их малой растворимости в алюминии при традиционных скоростях кристаллизации не способны обеспечить значительного упрочнения в промышленных алюминиевых сплавах. Увеличить неравновесную растворимость данных элементов в алюминии возможно путем механического легирования.

Механическое легирование (МЛ) является эффективным способом увеличения неравновесной растворимости легирующих элементов в алюминии. МЛ позволяет создавать гранулы порошка с неравновесной и однородной структурой, которые могут быть затем консолидированы путем спекания или горячего прессования. Влияние времени обработки и концентрации V на эволюцию микроструктуры и образование пересыщенного твердого раствора в сплавах Al-V изучены недостаточно. Данная работа посвящена анализу растворимости V в алюминии, микроструктуры и эволюции микротвердости при механическом легировании алюминиевых сплавов системы Al-V с разным содержанием ванадия.

В работе были исследованы сплавы следующего состава: Al-xV и Al-0,7xV. Сплавы обрабатывали в планетарной шаровой мельнице в интервале времени 40-80 ч. В результате обработки формировались гранулы порошка с наноразмерным зерном и структурой пересыщенного твердого раствора. Гранулы порошка формировались после 7,5 и 25 часов обработки для сплавов Al-xV и Al-0,7xV. Максимальная величина растворенного V для сплавов Al-xV и Al-0,7xV составила ~ 4,6 ат.% и ~ 2,9 ат.%, соответственно. Микротвердость достигла аналогичного максимального значения ~450 HV через 30 и 50 часов в сплавах Al-xV и Al-0,7xV, соответственно. При обработке в гранулах наблюдали распад пересыщенного твердого раствора с образованием фазы Al_3V . Увеличение содержания V облегчало процесс формирования порошка при механическом легировании за счет улучшения эффекта деформационного упрочнения, что способствовало измельчению зерна и увеличению содержания растворенного V.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 24-79-00092).

УЛУЧШЕНИЕ БАЛАНСА ПРОЧНОСТИ-ПЛАСТИЧНОСТИ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДАМИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

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

¹*ИИМЕТ РАН, Москва, Россия*

²*Национальный исследовательский технологический университет МИСИС,
Москва, Россия
csaap@mail.ru*

Известно, что методы больших пластических деформаций (англ. Severe Plastic Deformation) особенно эффективны для повышения прочности алюминиевых сплавов, но проблемой остается достижение хорошего баланса прочности-пластичности [1]. Обычно пластичность снижается в сплавах типа твердых растворов, таких как Al-Mg и Al-Cu-Mg, что связано с накоплением в них очень высокой плотности дислокаций и быстрой локализацией деформации [2]. Напротив, сплавы с ограниченной растворимостью демонстрируют превосходное сочетание прочности и пластичности, что связано со способностью сформированных структур к аккомодации (релаксации напряжений). К таким сплавам относятся сплавы эвтектического типа на основе систем Al-Ca, Al-Ce, Al-La, Al-Ni, а также их комбинаций [3, 4].

В данной работе обобщены [4-7], а также представлены новые данные о влиянии наиболее распространенных методов больших пластических деформаций (кручение под высоким давлением – КВД и равноканальное угловое прессование – РКУП) на микроструктуру и ее взаимосвязь с балансом прочности-пластичности доэвтектических и эвтектических сплавов систем Al-X и Al-X-Y (где X, Y – Ca, Ce, La, Ni).

КВД проводили на образцах диаметром 20 мм и толщиной 1,5 мм при комнатной температуре и давлении 5...6 ГПа за 3...5 оборотов, а РКУП – на образцах диаметром 20 мм и длиной 100 мм при температуре от комнатной до 400 °C за 2...6 проходов.

Наилучший баланс прочности-пластичности достигнут методом КВД в сплавах с объемной долей эвтектических частиц не более 15...20 %. Это сплавы эвтектического состава – Al-10Ce, Al-10La, Al-6Ni (масс. %) и доэвтектического, например, Al-3Ca-3Ce. Во всех указанных сплавах при КВД формируется одностипная микроструктура: преимущественно зеренная в нано- и субмикронном диапазоне с низкой плотностью дислокаций, содержащая наноразмерные частицы эвтектики. При этом баланс прочности-пластичности существенно отличается в разных сплавах, что свидетельствует о сильном влиянии типа эвтектики. Обнаружено, что лантан наиболее сильно повышает пластичность сплава, даже находясь в составе сложных эвтектик. После КВД уровень прочности этих сплавов лежит в диапазоне 350...650 МПа, а относительное удлинение – 5...18%. В сплавах на основе системы Al-Ca доля эвтектических частиц достигает 30%, что приводит к охрупчиванию. Поэтому для восстановления пластичности сплавов Al-Ca эвтектического состава (например, Al-7Ca, Al-6Ca-3Ce, Al-6Ca-1Fe) после их обработки КВД необходим отжиг.

Обнаружено, что в доэвтектических сплавах Al-Ca с добавками железа и марганца (около 1%) в процессе КВД происходит трансформация эвтектических частиц Al₄Ca в сегрегации кальция; этот процесс, накладываясь на структурообразование, приводит к получению наноразмерной микроструктуры, что обеспечивает наибольшую прочность сплава (700...750 МПа) при относительном удлинении 5...9%.

Обработка методом РКУП также улучшает баланс прочности-пластичности сплавов, как эвтектического состава, так и доэвтектического, однако прочность после такой обработки существенно ниже, чем после КВД. Разница в механических свойствах сплавов после РКУП и КВД обусловлена различной микроструктурой. Более низкие степени деформации в ходе РКУП, а также повышенная температура процесса, не обеспечивают формирование развитой ультрамелкозернистой структуры. Обычно формируется смешанная мелкокристаллическая структура с преобладанием высокоугловых границ и субмикрокристаллическая – с преобладанием малоугловых границ; при этом дробятся частицы эвтектики. Также как и в случае КВД, тип эвтектики существенно влияет на комплекс механических свойств. После РКУП уровень прочности сплавов лежит в диапазоне 190...310 МПа, а относительное удлинение – 1...12%.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00319-25-00.

1. J. Estrin, M. Murashkin, R. Valiev. Ultrafine-grained aluminium alloys: Processes, structural features and properties // *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*; Roger, N.L., Ed.; Woodhead Publishing: Sawston, UK, 2011; pp. 468–503
2. E. Khafizova, R. Islamgaliev. Effect of severe plastic deformation on the structure and mechanical properties of Al-Cu-Mg alloy // *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* 2014. V. 63. Art N. 012081. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/63/1/012081>
3. M.Y. Murashkin, I. Sabirov, A.E. Medvedev, N.A. Enikeev, W. Lefebvre, R.Z. Valiev, X. Sauvage, Mechanical and electrical properties of an ultrafine grained Al-8.5 wt.% RE (RE = 5.4 wt.% Ce, 3.1 wt.% La) alloy processed by severe plastic deformation // *Mater. Des.* 2016. V. 90. P. 433–442. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.163>
4. 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. <https://doi.org/10.3390/ma14216404>
5. S.O. Rogachev, E.A. Naumova. Effect of iron content on the structure and properties of Al₄Ca_{0.8}Mn(0.5, 1.3)Fe (wt%) alloy after high-pressure torsion // *Mater. Charact.* 2024. V. 213. Art N. 114019. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114019>
6. S.O. Rogachev, V.A. Andreev, M.A. Barykin, A.V. Doroshenko, R.D. Karelin, V.S. Komarov, E.A. Naumova, N.Y. Tabachkova. Structure and mechanical properties of Al-Ca-(Fe, La) eutectic alloys after equal-channel angular pressing // *Letters on Materials*. 2024. V. 14. P. 167–172. <https://doi.org/10.48612/letters/2024-2-167-172>
7. S.O. Rogachev, E.A. Naumova, R.V. Sundeev, N.Yu. Tabachkova, M.Yu. Zadorozhny. Improving the strength and ductility balance of Al–Ca–(Fe, La, Ce) ternary eutectic alloys by high-pressure torsion processing and subsequent annealing // *Met. Mater. Int.* 2025. <https://doi.org/10.1007/s12540-025-01917-8>

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА И ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ АЛЮМИНИЕВО-КАЛЬЦИЕВОГО ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА

Рогачев С.О.¹, Наумова Е.А.¹, Задорожный М.Ю.^{1,2}

¹*Национальный исследовательский технологический университет МИСИС,
Москва, Россия*

²*Московский политехнический университет, Москва, Россия
csaap@mail.ru*

Алюминиевые сплавы нового класса на основе эвтектики Al–Ca обладают превосходными литейными свойствами, высокой коррозионной стойкостью, малой плотностью и хорошо деформируются [1, 2]. Таким образом, по основному комплексу механических, технологических и функциональных свойств сплавы Al–Ca превосходят традиционные силумины. В то же время усталостная прочность сплавов Al–Ca не изучалась, что ограничивает их широкое использование в промышленности. На устранение этого пробела и направлена настоящая работа.

Для исследования взят сплав эвтектического состава Al–7Ca (мас.%) в трех состояниях: литом, отожженном и горячекатаном. Изначально сплав был получен в виде слитка размером 200 мм × 25 мм × 10 мм. Отжиг слитка проводили при температуре 450 °С в течение 3 ч. Горячую прокатку слитка проводили при температуре 450 °С до конечной толщины полосы 2,4 мм. Испытания на малоцикловую усталость плоских образцов размером 35,0 мм × 3,0 мм × 0,5 мм проводили при температуре окружающей среды (30 °С) на динамическом механическом анализаторе DMA Q800 по схеме изгиба в одной плоскости при постоянной амплитуде цикла с коэффициентом асимметрии $R = -1$ и частоте 1,5 Гц. База испытания составила 2×10^4 циклов.

Ключевые результаты исследования следующие:

- Сплав, как в литом, так и в отожженном состоянии характеризуется микроструктурной неоднородностью и наличием пористости около 5%, причем поры являются основными местами зарождения усталостных трещин.
- Отжиг сплава оказывает слабое влияние на характеристики малоцикловой усталости.
- Горячая прокатка сплава устраняет пористость и приводит к формированию более дисперсной и однородной микроструктуры, что способствует увеличению ограниченного предела усталости более чем в 2 раза.
- Сплав демонстрирует циклическое разупрочнение, что связано с особенностями микроструктуры.
- Поверхность излома образцов сплава после усталостных испытаний хрупкая без усталостных бороздок.

1. N.A. Belov, K.A. Batyshev, V.V. Doroshenko. Microstructure and phase composition of the eutectic Al-Ca alloy, additionally alloyed with small additives of zirconium, scandium and manganese. Non-Ferrous Met. 2 (2017) 49–54.
2. A.G. Padalko, M.S. Pyrov, O.S. Antonova. Thermal Analysis, Barothermal Treatment, Microstructure, and Properties of an Al–2.5 at % Ca Binary Alloy. Russ. Metall. 2022 (2022) 1369–1377.

ВЛИЯНИЕ БИОРЕЗОРБЦИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ОТКЛИКА ПОЛИМЕРНЫХ СКАФФОЛДОВ

Еленская Н.В.¹, Павлецов Д.А.¹, Садырин Е.В.², Виндокуров И.В.¹,
Ташкинов М.А.¹

¹ Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия

² Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону, Россия
n.elenskaya@pstu.ru

Аддитивное производство стало революционной технологией для создания объектов со сложной геометрией и точно заданной внутренней пористостью, что критически важно при производстве скаффолдов – решетчатых структур для, имитирующих строение и функции костной ткани. Материалы для таких структур должны быть биосовместимыми, а во многих случаях — ещё и биорезорбируемыми (способными рассасываться в организме). Поскольку эти материалы постепенно разрушаются в биологической среде, особенно актуальной становится задача прогнозирования динамики изменения их механических свойств и структуры в процессе деградации.

Цель исследования — численное моделирование механического отклика функционально-градиентных скаффолдов после эрозии в жидкой среде. Для этого по данным микротомографии были реконструированы 3D-модели контрольных образцов (без воздействия жидкой среды) и образцов после выдержки в физиологическом растворе (при температуре 37°C, в течение 7 и 14 суток). На основе реконструированных моделей проведены анализ геометрических параметров структур и расчет их механического отклика при различных режимах нагружения. Все результаты были

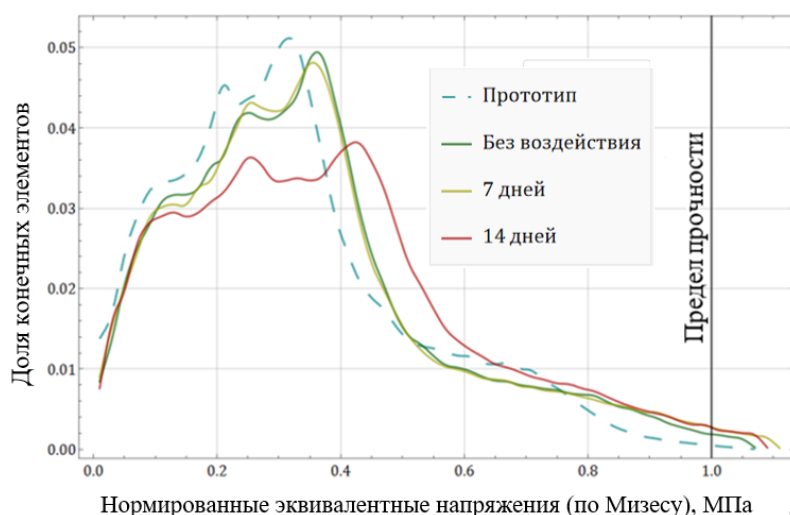


Рис. 1. Распределение напряжений в структурах

сопоставлены с эталонной численной моделью-прототипом, использованной для изготовления скаффолдов (рис. 1).

Показано хорошее качественное и количественное сходство в механическом отклике между прототипом и изготовленным образцом без воздействия, в также изменения в механическом отклике, связанные с деградацией свойств материала.

Результаты получены при выполнении государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации на выполнение фундаментальных научных исследований (проект FSNM-2025-0001).

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АРХИТЕКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАМАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ТКАНЕВОЙ ИНЖЕНЕРИИ

Пирогова Ю.В., Ташкинов М.А.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,

Пермь, Россия

yu.pirogova@pstu.ru

Использование искусственных объектов, скаффолдов, стало альтернативой традиционной костной трансплантации. Хотя костная ткань обладает внутренней способностью к регенерации, дефекты кости, превышающие критический размер, не поддаются самовосстановлению и обычно требуют внешнего вмешательства. Большое количество исследований направлено на создание дизайна скаффолдов, которые обеспечивают механические и биологические характеристики, близкие к свойствам естественной кости. При этом концепция механических метаматериалов открывает новые возможности для проектирования структур с заранее заданными свойствами, превосходящими возможности традиционных материалов. Однако из-за ограниченного числа сравнительных исследований различных типов структур и их физико-механических характеристик в настоящее время отсутствует единый общепринятый метод проектирования скаффолдов, учитывающий все необходимые параметры.

Данное исследование посвящено сравнительному анализу различных концепций проектирования скаффолдов на основе их механического поведения. В качестве референтной модели с помощью компьютерной микротомографии была получена модель фрагмента костной ткани трабекулярной структуры. В качестве прототипов рассмотрены как периодические (кубические гране-, объёмно-центрированные структуры, листовые структуры типа ТППП), так и случайные (двунепрерывная структура, структуры, построенные на основе диаграмм Вороного) структуры (Рис. 1). Исследование влияния архитектуры на особенности деформирования структур при сжатии было проведено с применением конечно-элементного анализа. Результаты численного моделирования сопоставлены с результатами экспериментального исследования аддитивно изготовленных образцов с применением бесконтактной системы измерения поверхностных деформаций. Также для понимания влияния архитектурных особенностей структуры на ее механические свойства был проведен морфометрический анализ.

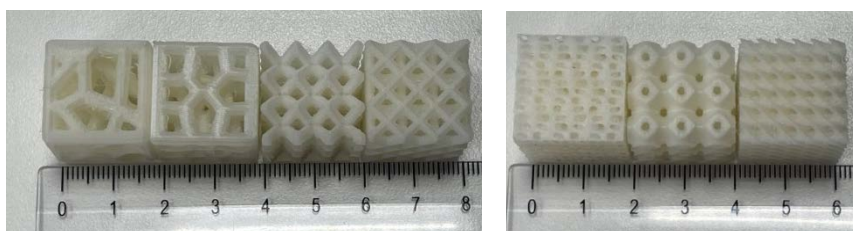


Рис. 1. Пример изготовленных образцов

Таким образом, комплексное исследование архитектуры скаффолдов имеет решающее значение для создания имплантатов, которые не только механически стабильны, но и способствуют активной регенерации кости.

Результаты получены при выполнении государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации на выполнение фундаментальных научных исследований (проект FSNM-2025-0001).

РОЛЬ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТОК В ФОРМИРОВАНИИ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК9

Осинская Ю.В., Магамедова С.Г., Четверкин А.А.

Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия
ojv76@mail.ru

В работе обсуждаются экспериментальные результаты, подтверждающие влияние постоянного и импульсного магнитных полей на физико-механические свойства и параметры тонкой структуры искусственно состаренного алюминиевого сплава АК9. Сплав после выдержки 2 ч и последующей закалки от 535 °С в воду 20 °С старили длительностью 4 ч при температурах 140, 175 и 200 °С при наложении постоянного магнитного поля (ПМП) напряженностью 2,5 и 7 кЭ и импульсного магнитного поля (ИМП) амплитудой напряженности 2,5 и 7 кЭ и частотой импульсов 2 и 5 Гц.

Измерения твердости проводили методом Бринелля на твердомере Novotest ТС-БРВ с нагрузкой 1837,5 Н, индентор – шарик диаметром 2,5 мм, время нагружения 30 с, в свою очередь микротвердость измеряли методом Виккерса на микротвердомере HAUSER, индентор – алмазная пирамидка, время нагружения 7 с, нагрузка 0,98 Н.

Результаты влияния постоянного и импульсного магнитных полей и температуры старения на твердость и микротвердость алюминиевого сплава АК9 наглядно представлены на рисунках 1-4.

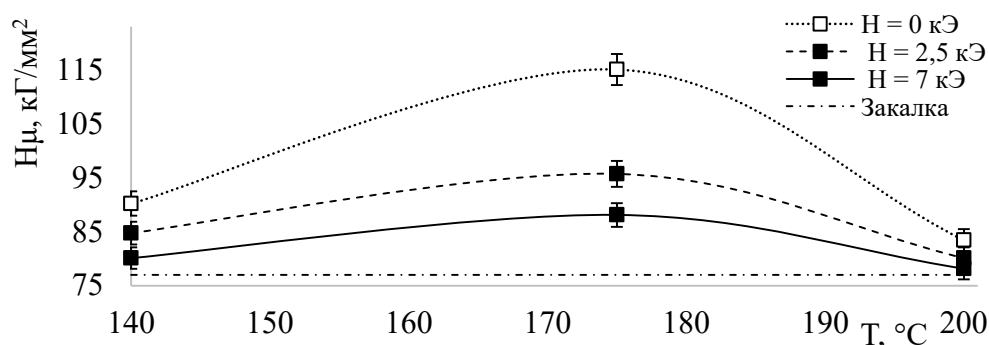


Рис. 1. Температурная зависимость микротвердости алюминиевого сплава АК9 в постоянном магнитном поле

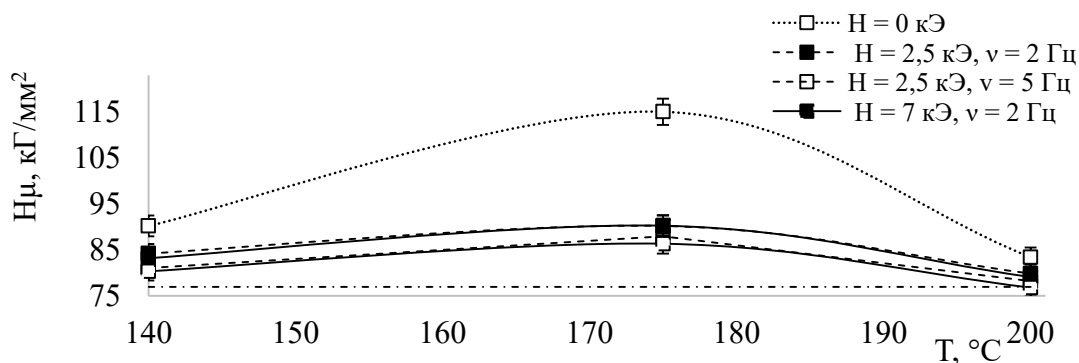


Рис. 2. Температурная зависимость микротвердости алюминиевого сплава АК9 в импульсном магнитном поле

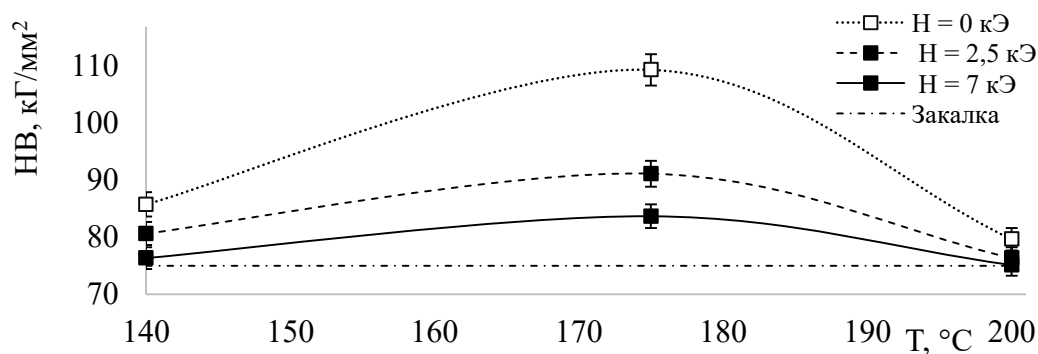


Рис. 3. Температурная зависимость твердости алюминиевого сплава АК9 в постоянном магнитном поле

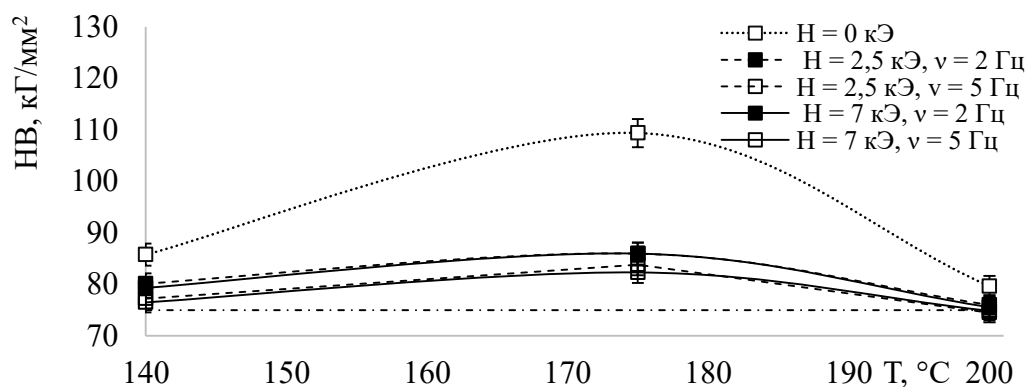


Рис. 4. Температурная зависимость твердости алюминиевого сплава АК9 в импульсном магнитном поле

Параметры тонкой структуры сплава рассчитывали, используя метод аппроксимации. Этот метод позволяет по изменениям формы дифракционных линий, зная физическое уширение, определить размеры когерентно рассеивающих блоков, величину относительной микродеформации и плотность дислокаций. При анализе экспериментальных результатов были установлены следующие закономерности:

1. Результаты измерения микротвердости и твердости алюминиевого сплава АК9, состаренного в постоянном и импульсном магнитных полях показывают, что наблюдается уменьшение микротвердости и твердости сплава, проявляется положительный магнитопластический эффект, причиной которого является формирование однородной и менее искаженной структуры сплава. Рост напряженности, частоты и амплитуды напряженности магнитного поля способствуют усилению эффекта. Температурные зависимости микротвердости и твердости коррелируют между собой.

2. Обзор литературных и полученных данных позволяет утверждать, что оптимальной температурой старения алюминиевого сплава АК9 является температура 175 °С.

3. Методом рентгеноструктурного анализа обнаружено, что при наложении постоянного и импульсного магнитных полей на старение наблюдается увеличение среднего размера блоков когерентного рассеяния 1,5 раза и уменьшению плотности дислокаций и величины относительной микродеформации в 2 и 1,4 раза, соответственно. Наблюдается корреляция между температурными зависимостями параметров тонкой структуры и микротвёрдости (твердости).

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПОРОШКОМ SiC НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИТЕЙНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Соболева Н.Н.^{1,2,3}, Давыдова Н.А.¹, Макаров А.В.^{1,2,3}

¹Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия
natashasoboleva@list.ru

Одним из эффективных способов улучшения эксплуатационных свойств алюминиевых сплавов является лазерное модифицирование поверхностного слоя. Лазерное легирование алюминиевых сплавов, за счет введения различных компонентов, позволяет формировать композиции нового состава, в результате чего поверхностный слой приобретает высокие прочностные свойства, износостойкость в условиях адгезионного и абразивного изнашивания и др., недостижимые традиционными методами упрочнения. В работе авторов [1] ранее проведено лазерное легирование поверхности литейного алюминиевого сплава АК7ч порошком системы Co-Ni-Cr-W. Целью настоящей работы явилось исследование возможности повышения твердости и износостойкости поверхности сплава АК7ч в результате лазерного легирования порошком карбида кремния SiC.

Лазерное легирование образцов из сплава АК7ч с предварительно нанесенным слоем из порошка SiC и связующего вещества осуществляли с применением CO₂-лазера с длиной волны излучения $\lambda = 10,6$ мкм. В качестве связующего вещества использовали клеевую смесь на основе декстрина и натриевого жидкого стекла, целесообразность использования которой при оплавлении алюминиевого сплава излучением CO₂-лазера показана в работе [2].

В результате лазерной обработки на поверхности образцов сформировались неоднородные по структуре оплавленные слои общей толщиной до 4 мм. Лазерное легирование SiC повышает микротвердость сплава АК7ч до среднего уровня 700 HV 0,025 в поверхностной зоне глубиной 400 мкм. По данным микроиндентирования, легированный слой, содержащий упрочняющие частицы, характеризуется повышенным сопротивлением упругопластическому деформированию. Трибологические испытания показали, что слой, легированный порошком SiC, обладает повышенной износостойкостью в условиях абразивного изнашивания, но не имеет преимуществ по сравнению с исходным состоянием при испытаниях в условиях сухого трения скольжения.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН и ИМАШ УрО РАН.

1. Soboleva N.N., Davydova N.A., Makarov A.V., Rogovaya S.A. Effect of laser alloying with CoNiCrW powder on the properties of the AlSi7Mg surface layer // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2024. Vol. 133. P. 479–489. DOI: 10.1007/s00170-024-13769-4.
2. Savrai R.A., Malygina I.Yu., Makarov A.V., Osintseva A.L., Rogovaya S.A., Davydova N.A. Effect of the composition of absorbing coatings on the structure and properties of a cast aluminum alloy subjected to surface laser heat treatment // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2018. Iss. 5. P. 86–105. DOI: 10.17804/2410-9908.2018.5.086-105.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ

**Калиненко А.А., Никитин И.С., Мишнев Р.В., Малофеев С.С.,
Миронов С.Ю.**

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
kalinenko@bsuedu.ru*

Настоящая работа посвящена исследованию микроструктуры и механических свойств высокохромистой стали мартенситного класса 0,1%C–10%Cr–3%Co–2%W–0,7%Mo–0,2%V–0,1%Mn–0,07%Si–0,05%Nb–0,01%Al–0,008%B–0,003%N, подвергнутой фрикционной перемешивающей обработке в условиях высокого тепловложения. Термическая обработка стали включала в себя нормализацию (отжиг при 1060°C в течение 1 часа) и отпуск (отжиг при 770°C в течение 3 часов) с охлаждением на воздухе. Фрикционная перемешивающая обработка стальных пластин осуществлялась при частоте вращения рабочего инструмента 800 об/мин и скорости его подачи 5 мм/мин. Данный режим соответствовал высокому тепловложению процесса. Для проведения микроструктурных исследований был привлечен передовой метод ориентационной микроскопии (в зарубежной литературе EBSD-анализ). Фрикционная перемешивающая обработка способствовала формированию в зоне перемешивания структуры реечного мартенсита, состоящей из исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков и реек мартенсита с незначительной долей грубозернистого δ-феррита и остаточного аустенита. Сформировавшаяся микроструктура свидетельствовала о том, что пластическое течение в ходе фрикционной перемешивающей обработки имело место преимущественно в аустенитной области. Наличие незначительной доли грубозернистого δ-феррита, предположительно, свидетельствует о том, что температура процесса могла находиться на верхней границе аустенитной области, либо выйти за ее пределы в диапазон существования δ-феррита.

Испытания на одноосное растяжение показали, что зона перемешивания является более прочной в сравнении с основным материалом, и образцы всегда разрушаются за ее пределами. Таким образом, формирование мелкодисперсной мартенситной микроструктуры, а также механическое легирование продуктами износа в зоне перемешивания способствовали существенному повышению прочности в этой микроструктурной области. С другой стороны, фрикционная перемешивающая обработка привела к разупрочнению материала в зоне термического влияния с последующим разрушением в этой зоне.

Для восстановления комплекса механических характеристик обработанного материала, последний иногда подвергается послесварочной термической обработке, включающей перезакалку из аустенитной области с последующим отпуском.

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-00138, <https://rscf.ru/project/24-79-00138/>, с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В Cu–Cr–Zr–Y БРОНЗЕ В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Никитин И.С., Калининко А.А., Малофеев С.С., Миронов С.Ю.,
Бодякова А.И.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
[nikitin i s@mail.ru](mailto:nikitin_i_s@mail.ru)*

Применение обработки трением с перемешиванием (ОТП) для модификации физических и механических свойств термически упрочняемых низколегированных бронз является перспективной и одновременно сложной задачей по причине широкого температурного интервала его осуществления. Сложности заключены в том, что в результате ОТП бронз могут формироваться кардинально разные типы микроструктур с широким диапазоном размеров зёрен и различным сочетанием типов упрочняющих фаз и их разнообразных морфологий. Более того, возможны варианты, при которых ОТП приводит к деградации служебных свойств бронз. Благоприятное сочетание свойств может быть достигнуто в результате осуществления низкотемпературной ОТП. В рамках работы проведен анализ основных микроструктурных изменений перспективной Cu–0,9Cr–0,17Zr–0,05Y (в вес.%) бронзы в состоянии после закалки в воду с 920°C, подвергнутой ОТП со скоростью вращения инструмента 1000 об/мин при скорости подачи 25 мм/мин. Сочетание таких параметров, обеспечивает температуру в зоне перемешивания $\approx 350^\circ\text{C}$, т.е. $0,32T_{\text{пл}}$. ОТП при такой температуре была обозначена, как *низкотемпературная*. Методами растровой электронной микроскопии и EBSD-анализа было выявлено формирование ультрамелкозернистой структуры (средний размер зёрен $\approx 0,3$ мкм) с преимущественно большеугловыми границами (суммарная доля $> 0,8$), а также развитие двух типов кристаллографических текстур простого сдвига – аксиальной $\langle 110 \rangle$ и ограниченной $B/\bar{B}\{112\}\langle 110 \rangle$. Было обнаружено, что фаза $\text{Cu}_x(\text{Y}, \text{Zr})$ со значением «х» в диапазоне от 5,6 до 9,7, наблюдающаяся в исходной структуре, в процессе ОТП может претерпевать механическое разрушение или же сохранять свои геометрические параметры в зависимости от своей исходной морфологии и расположения. Впервые обнаружено, что избыточные частицы Cr (равновесная доля при температуре нагрева под закалку) могут не разрушаться при ОТП, а пластически деформироваться с сильным изменением своей морфологии вплоть до формирования тонких протяженных пластинчатых частиц.

Было выявлено, что при ОТП исследуемой бронзы происходит выделение частиц новой Y-содержащей фазы и наночастиц Cr, равномерно распределенных в матрице. ОТП по реализованному режиму привела к повышению электропроводности с $\approx 45\%$ IACS до $\approx 76\%$ IACS и микротвердости с ≈ 58 HV до ≈ 240 HV. Значительное повышение физико-механических свойств связано с распадом пересыщенного твердого раствора и существенным измельчением зёрненной структуры.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00628, <https://rscf.ru/project/24-29-00628/>, с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

ИЗУЧЕНИЕ ПОДАТЛИВОСТИ САЛЬНИКОВОЙ НАБИВКИ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С ШЕРОХОВАТЫМ КОНТРЕТЕЛОМ

Буковский П.О.¹, Демина М.²

¹Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия

²РГУ нефти и газа имени И.М. Губкина, Москва, Россия

bukovskiyPO@ipmnet.ru

Терморасширенный графит (ТРГ) представляет собой высокоанзотропный материал, обладающий уникальными физико-механическими характеристиками, что делает его подходящим для применения в уплотнительных системах. Одним из ключевых параметров, определяющих механическое поведение ТРГ, является его плотность. Изменение плотности оказывает значительное влияние как на модуль упругости, так и на способность материала переходить к пластической деформации [1]. Плотность ТРГ напрямую связана с контролем контактного взаимодействия между элементами конструкции, что играет решающую роль для обеспечения герметичности и долговечности узлов.

Физическая природа перехода от упругой к пластической деформации играет ключевую роль в понимании механического поведения материалов. Этот переход определяется нелинейным изменением напряжений и деформаций в зависимости от внешних нагрузок, внутренней микроструктуры материала и его плотности. Исследования показывают, что начальные характеристики поверхности, такие как шероховатость, а также условия контактного взаимодействия существенно влияют на энергоэффективность процессов пластической деформации [2].

Целью данной работы является исследование влияния шероховатости контртела на податливость сальниковых набивок, изготовленных из терморасширенного графита.

В данном исследовании в качестве объектов изучения были выбраны три коммерчески доступные сальниковые набивки марки Графлекс, а именно: Н5001, Н1200 и НО1300. Для проведения испытаний в качестве контртел использовались стальные пластины, характеризующиеся заданной регулярной шероховатостью поверхности. Были использованы два типа пластин, отличающихся параметром Ra (среднее арифметическое отклонение профиля) - 3,2 мкм и 12,5 мкм. Использование пластин с различной шероховатостью позволило оценить влияние этого параметра на податливость сальниковых набивок. На рисунке 1 представлены трехмерные профилограммы поверхности использованных контртел. Эти профилограммы визуализируют рельеф поверхности, позволяя качественно оценить распределение неровностей

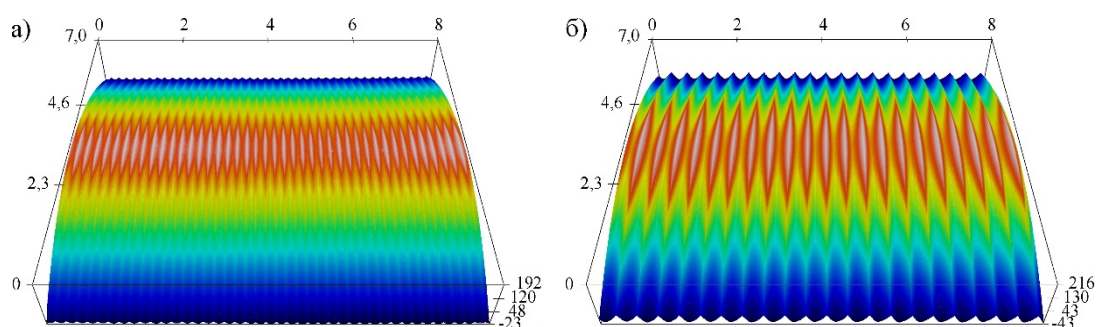


Рис. 1. Топография контртел с шероховатостью: а – 3,2 мкм; б – 12,5 мкм

Для количественной оценки податливости (или способности к деформации и прилеганию) исследуемых сальниковых набивок марки Графлекс были проведены испытания на внедрение шероховатого контртела на многофункциональном трибометре MFT-5000. Стальное контртело вдавливалось в образец набивки с шагом 25Н до максимальной нагрузки $F = 500\text{Н}$. Податливость является критически важным свойством для сальниковых уплотнений, поскольку она определяет их способность плотно прилегать к поверхности вала или оборудования, компенсируя неровности и вибрации, и тем самым обеспечивая эффективное уплотнение. Одновременно с механическими испытаниями проводился анализ морфологии контртел. Трехмерные профилограммы поверхности получали на оптическом профилометре S neox 3D с объективом 20X.

На рисунке 2 представлены зависимости глубины внедрения шероховатого контртела в сальниковые набивки от приложенной нагрузки.

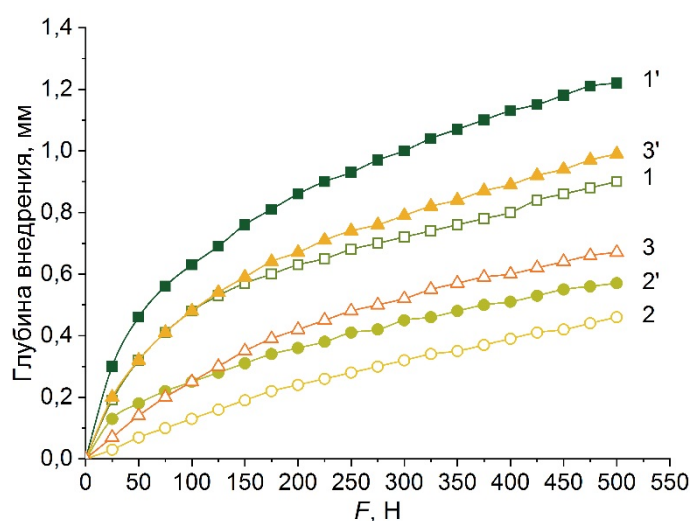


Рис. 2. Зависимость глубины внедрения штампа с различной шероховатостью 3,2 мкм (1–3) и 12,5 мкм (1'–3') от нагрузки, где 1 – Н5001, 2 – Н1200, 3 – НО1300

Испытания проводились для двух уровней шероховатости контртела: 3,2 мкм и 12,5 мкм. Образцы набивок марок Н5001, Н1200 и НО1300 демонстрируют схожую тенденцию: кривые внедрения для более высокой шероховатости (12,5 мкм) расположены выше по сравнению с кривыми для шероховатости 3,2 мкм. Это указывает на большую степень деформации или внедрения контртела в материал уплотнения при увеличении параметра Ra.

Наблюдаемый эффект можно объяснить увеличением площади реального контакта между поверхностями, а также активацией дополнительных механизмов взаимодействия, таких как зацепление неровностей и локальное разрушение структуры набивки. Единая закономерность для всех исследуемых образцов позволяет предположить, что влияние шероховатости является общим для данного класса материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант № 25-11-00350).

1. Solfiti E., Berto F. A review on thermophysical properties of flexible graphite // *Procedia Structural Integrity*. 2020. Vol. 26. P. 187-198.
2. Travieso-Rodríguez JA, Bobrovskij I. Advances in Plastic Deformation Technologies // *Metals*. 2023. Vol. 13, no 7. P.1194.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВЛЕНИЯ НАНОАЛМАЗОВ В ЭПХГ-КАУЧУКИ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Щербакова О.О., Муравьева Т.И.

Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия

shcherbakovaoo@mail.ru

В настоящее время актуальной задачей остается создание резинотехнических изделий, работоспособных в суровых условиях Крайнего Севера. Эпихлоргидриновый каучук (ЭПХГ), благодаря наличию полярных атомов хлора, которые обеспечивают стойкость к воздействию нефтепродуктов и масел, а также простых эфирных связей, способствующих сохранению гибкости и эластичности материалов при низких температурах [1, 2], является перспективным материалом для работы при низких температурах и в агрессивных средах. Дополнительной возможностью улучшения свойств таких каучуков является их модификация различными наполнителями [3]. В качестве таких модификаторов все чаще применяют нанодиамазы [4], которые обладают превосходными свойствами, таким как высокая твердость, высокий модуль Юнга, химическая стабильность, высокая теплопроводность, высокое электрическое сопротивление и сравнительно низкие затраты на массовое производство. В данной работе изучали серию образцов на основе ЭПХГ с добавлением различного количества нанодиамазов.

Целью работы являлось изучение влияния добавления нанодиамазов в состав морозостойких резин на основе ЭПХГ на их трибологические свойства.

Объектами исследования являлись три группы образцов из ЭПХГ каучука: № 1 - немодифицированный; №2 – с добавлением 1 масс. ч. и №3 - 3 масс. ч. нанодиамазов. Условия эксплуатации моделировали трибологическими испытаниями, проводившимися в экспресс-режиме по схеме «шарик-диск». Исследования образцов после испытаний проводили на бесконтактном профилометре S Neox (Sensofar), который позволил выявить характер изменения поверхности в процессе трения.

На рисунке 1 приведены результаты испытаний образцов, демонстрирующие, как влияет добавление нанодиамазов в ЭПХГ каучук на коэффициент трения.

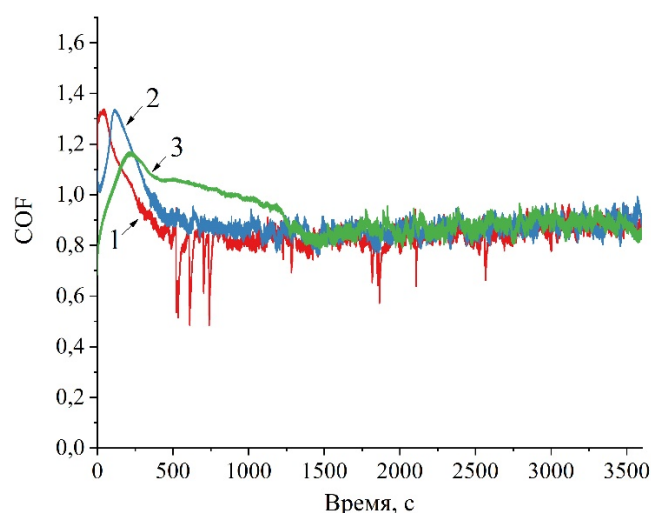


Рис. 1. Диаграммы коэффициента трения ЭПХГ каучуков, где цифрами обозначены номера образцов

Анализ экспериментальных данных показал, что добавление наноалмазов в ЭПХГ каучук не приводит к изменению коэффициента трения в установившемся режиме трения. При этом добавление 3 масс. ч. приводит к увеличению времени приработки материала, что влияет на его износостойкость.

После проведения трибологических испытаний на профилометре было проведено исследование поверхности всех образцов. На рисунке 2, в качестве примера, показана 3D-профилограмма с проведенной секущей линией и соответствующим профилем для образца ЭПХГ каучука, модифицированного 3 масс.ч наноалмазов. В табл. 1 представлены результаты замеров канавок, образовавшихся на поверхности всех исследуемых образцов после трибологических испытаний.

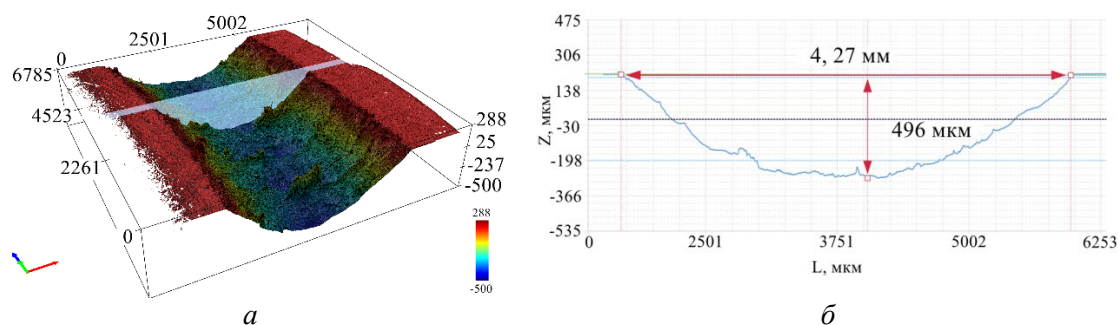


Рис. 2. Топография поверхности образца ЭПХГ каучука, модифицированного 3 масс. ч наноалмазов после трибологических испытаний: *а* – 3D-профилограмма с проведенной секущей линией; *б* – профиль

Таблица 1. Параметры дефектов, образовавшихся на поверхности исследуемых образцов после трибологических испытаний

Образец	Глубина, мкм	Ширина, мм
Без добавок	563	4,40
1 масс. ч.	760	4,90
3 масс. ч.	496	4,27

Из полученных результатов видно, что образец ЭПХГ каучука с добавлением 1 масс. ч. наноалмазов имеет большие значения параметров износа, в то же время 3 масс. ч. наноалмазов улучшают показатели ЭПХГ каучуков. Таким образом выявлено, что введение в ЭПХГ определенного количества наноалмазов приводит к упрочнению эластомера и повышает его трибологические характеристики, однако необходимо продолжить исследования для выявления оптимального состава добавок наноалмазов в ЭПХГ каучук.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта РФФ 23-19-00484.

1. Соколова М.Д., Шадрин Н.В., Давыдова М.Л., Халдеева А.Р., Павлова В.В. // Каучук и резина. 2018. Т. 77. №6. С. 402-409.
2. Fedorova A. F., Davydova M. L. // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2021. 1079. P. 032046
3. Shakun A., Anyszka R., Sarlin E., Blume A., Vuorinen J. // *Polymers*. 2019. V. 11. № 7. P. 1104.
4. Gannoruwa A., Sumita M., Kawahara S. // *Polymer*. 2017. V. 126. P. 40-47

Трибологические свойства МДО-покрытия на алюминиевом сплаве В95

Муравьева Т.И.¹, Щербакова О.О.¹, Буковский П.О.¹, Хади А.А.²

¹Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия

²Московский государственный строительный университет, Москва, Россия

muravyeva@list.ru

Микродуговое оксидирование (МДО) представляет собой эффективный метод нанесения защитных оксидных покрытий на алюминиевые сплавы. Эти покрытия отличаются высокой коррозионной стойкостью, износостойкостью и устойчивостью к воздействию ионизирующего излучения. Однако существенным недостатком для их более широкого применения является относительно высокий коэффициент трения и ограниченная устойчивость к сдвиговым деформациям. Для минимизации этих недостатков и улучшения эксплуатационных характеристик МДО-покрытий перспективным направлением считается модификация состава электролита путем введения функциональных добавок [1]. Значительное число исследований сосредоточено конкретно на применении антифрикционных модификаторов, способствующих повышению износостойкости и снижению коэффициента трения. В качестве одного из таких перспективных модификаторов рассматривается мелкодисперсный политетрафторэтилен.

Целью данной работы является исследование влияния концентрации полимерного модификатора в электролите на трибологические характеристики МДО-покрытий на алюминиевом сплаве В95.

Объектами исследования являлись четыре группы образцов из марочного алюминиевого сплава В95 на поверхности которых методом МДО, были сформированы традиционные и модифицированные керамические покрытия. Модификация покрытий заключалась в ведении в состав электролита полимерный модификатор «Форум» + ИПС + Синтанол: от 0; 0,5; 1 и 6 г/л.

Для оценки трибологических свойств МДО-покрытий проводили испытания на трибометре MFT-5000 по схеме «шар-плоскость» с SiC-шариком диаметром 10 мм в режиме однонаправленного скольжения при нагрузке 10 Н, скорости 0,1 м/с и пути трения 1000 м. Морфологию треков и контактного пятна контртела анализировали оптическим профилометром S neox 3D с объективом 20X. Микроструктурные исследования осуществляли на СЭМ Quanta 650 при ускоряющем напряжении 20 кВ.

В таблице 1 приведены результаты трибологических испытаний исследуемых образцов с МДО-покрытием.

Таблица 1. Результаты трибологических экспериментов

Образец	Концентрация модификатора, г/л	Ra, мкм	Rz, мкм	COF	I, мм ³
1	0	0,5	5,9	0,68	1,94
2	0,5	0,6	4,9	0,58	0,87
3	1	1,2	10,5	0,62	1,25
4	6	2,6	21,2	0,46	2,56

Анализ таблицы 1 выявил зависимость коэффициента трения от состава электролита. Образец № 4, продемонстрировал наименьший коэффициент трения (COF = 0,46), что свидетельствует о его превосходных трибологических характеристиках. В противоположность этому, образец № 1 изготовленный без применения модификаторов, характеризовался максимальным значением коэффициента трения (COF = 0,68). На основе экспериментальных данных самый низкий износ покрытия показал образец № 2

($I = 0,57 \text{ мм}^3$), а самый высокий наблюдается у образца № 4 ($I = 2,56 \text{ мм}^3$). Исходя из полученных данных исследуемые МДО-покрытия являются износостойкими (износ на уровне шероховатости).

На рисунке 1, в качестве примера, показаны СЭМ-изображения после испытаний поверхности образцов № 1 (а) и № 2 (б).

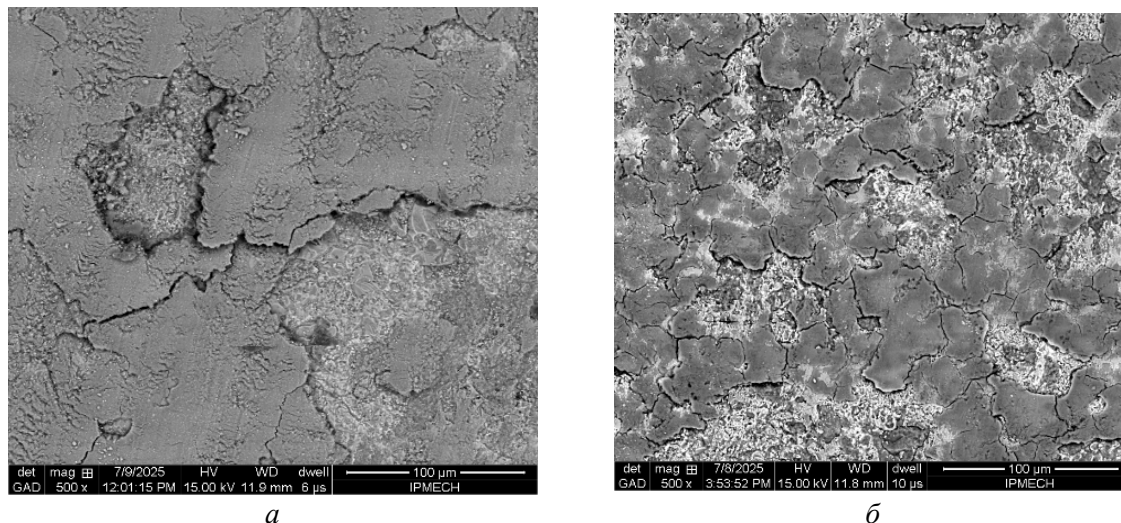


Рис. 1. СЭМ-изображение исходной поверхности образцов с МДО-покрытием после трибологических испытаний: а – образец № 1; б – образец № 2

Анализ рис. 1, демонстрирует существенные различия в топографии поверхности образцов № 1 и № 2. После проведения испытаний на трение, на СЭМ-изображениях появляются характерные признаки разрушения образовавшегося покрытия. Эти дефекты выражаются в формировании локальных трещин, что является прямым следствием воздействия механических напряжений и деформаций, возникающих в процессе трения. Локальные трещины могут зарождаться в областях концентрации напряжений, например, на границах зерен, в местах дефектов или в более хрупких фазах материала. В результате трения, материал может подвергаться сдавливанию, растяжению и сдвигу, что приводит к изменению микроструктуры.

Проведенные трибологические испытания МДО-покрытий на алюминиевом сплаве В95, модифицированных различными концентрациями «Форум» + ИПС + Синтанол, показали, что введение в состав электролита небольших концентраций модифицирующих добавок приводит к снижению коэффициента трения. Добавление в состав электролита минимальной концентрации добавок (0,5 г/л) приводит к существенному снижению объемного износа. Дальнейшее увеличение концентрации полимерного модификатора повышает износ покрытий, следовательно, существует оптимальная концентрация модификатора, обеспечивающая снижение трения, и не приводящая к повышенному износу.

Работа выполнена по теме государственного задания (№ госрегистрации 124012500437-9).

1. E. Torskaya, I. Shkalei, A. Morozov, F. Stepanov, V. Malyshev, A. Svistkov // Tribology International. 2025. Vol. 203. P. 110417.

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ БОРОМ И КРЕМНИЕМ НА РАЗВИТИЕ
ТЕРМОУПРУГОГО ГЦК-ГПУ-ГЦК МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ
В СПЛАВЕ $\text{Co}_{35}\text{Ni}_5\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}$**

Астафурова Е.Г., Астапов Д., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Загибалова Е.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

elena.g.astafurova@ispms.ru

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, измерения электросопротивления $\rho(T)$ и одноосного статического растяжения ($T = 77\text{K} - 673\text{K}$, 5×10^{-4} 1/с) были изучены микроструктура и особенности развития термоупругого ГЦК→ГПУ→ГЦК мартенситного превращения (МП) в сплавах $\text{Co}_{31.4}\text{Ni}_{4.7}\text{Cr}_{24.4}\text{Fe}_{18.7}\text{Mn}_{20.8}$ (5Ni), $\text{Co}_{30.9}\text{Ni}_{4.4}\text{Cr}_{24.0}\text{Fe}_{17.5}\text{Mn}_{22.7}\text{B}_{0.5}$ (5Ni-B) и $\text{Co}_{34.1}\text{Ni}_{4.3}\text{Cr}_{24.3}\text{Fe}_{15.7}\text{Mn}_{20.8}\text{Si}_{0.8}$ (5Ni-Si). Исходные заготовки сплавов были получены методом дуговой плавки в атмосфере аргона, затем гомогенизированы при температуре 1473 К (48 ч) и закалены в воду комнатной температуры.

Установлено, что при комнатной температуре все сплавы обладают преимущественно аустенитной структурой с ГЦК кристаллической решеткой. Электронно-микроскопический анализ выявил формирование небольшой доли ГПУ-мартенсита охлаждения при 300К, но доля мартенсита была невелика. Легирование бором вызвало изменение морфологии мартенсита охлаждения: в сплаве 5Ni-B мартенситные ламели более дисперсные, чем в сплавах 5Ni и 5Ni-Si. На зависимостях $\rho(T)$ наблюдаются замкнутые петли гистерезиса, свидетельствующие о протекании термоупругого МП. Характеристические температуры прямого МП при охлаждении по этим зависимостям определить сложно, явного перегиба на зависимостях нет, но температуры обратного превращения определяются однозначно: температуры A_f составляют 440, 400 и 385 К соответственно для сплавов 5Ni, 5Ni-B и 5Ni-Si.

Зависимости $\sigma_{0.2}(T)$ имеют типичный для сплавов с термоупругими МП вид: выше температуры M_s происходит увеличение напряжений до достижения температуры M_d равенства напряжений для возникновения мартенсита под нагрузкой и пластического течения в аустенитной фазе, ниже температуры M_s и выше M_d зависимости имеют нормальный вид и описывают температурные зависимости напряжений течения соответственно для мартенситной и аустенитной фаз. Анализ механических свойств материалов в интервале температур $T = 77\text{K} - 673\text{K}$ свидетельствует о том, что ГЦК-ГПУ прямое МП происходит вблизи комнатной температуры: величины M_s , определенные по зависимостям условного напряжения течения от температуры $\sigma_{0.2}(T)$, не зависят от состава сплава и составляют 283К. Температуры M_d также близки: 303К для сплавов 5Ni и 5Ni-Si и 313К для сплава 5Ni-B.

Таким образом, легирование бором и кремнием уменьшает температурный интервал развития МП $\Delta T = M_s - A_f$ от 160К в сплаве 5Ni до 120 и 100 К соответственно в сплавах 5Ni-B и 5Ni-Si. Легирование бором способствует увеличению температурного интервала развития мартенситного превращения под нагрузкой $\Delta T = M_d - M_s$ на 10К.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00197, <https://rscf.ru/project/25-19-00197/>. Результаты получены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ ТРУБЧАТЫХ И ПРУТКОВЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg–Ga–X (x=Zn, Mn)

**Плегунова С.В., Баженов В.Е., Ершов Н.А., Комиссаров А.А.,
Абакумов М.А.**

*Университет науки и технологий МИСИС,
Москва, Россия*

Острый коронарный синдром продолжает оставаться значимой причиной смертности, что ежегодно подтверждается статистическими данными, собранными по всему миру [1]. Проблему рестеноза постоянных стентов может решить применение биорезорбируемых стентов, которые после имплантации будут осуществлять временную поддержку стенки сосуда (3-9 месяцев). В качестве материалов для такого типа стентов в данном исследовании предлагаются биорезорбируемые магниевые сплавы, которые показали отличную биосовместимость и в настоящее время используются для изготовления сердечно-сосудистых и трахеальных стентов.

Для получения сплавов системы Mg–Ga–X (x=Zn, Mn), в качестве исходных материалов использовали магний Mg95, цинк ЦВ0, галлий 6N, марганец вводился в качестве лигатуры Mg–3Mn (мас.%). Плавку производили в плавильной печи сопротивления с использованием графитового тигля окрашенного краской на основе нитрида бора. Для защиты расплава применялась газовая смесь Ar+2% об. SF₆. После расплавления магния и ввода легирующих элементов, производили рафинирование расплава путем продувки аргоном при 720–740 °С в течение 3 минут. Полученный слитки подвергали термической обработке, при температуре 500 °С в течении 8 часов. Термообработка необходима для растворения неравновесных фаз и уменьшения дендритной ликвации.

Далее производилась деформационная обработка полученных заготовок с помощью прямой горячей экструзии через матрицу диаметром 11 мм (степень обжатия 69) со скоростью 1-2 мм/с при температуре заготовки и матрицы 300 °С. Далее образцы из магниевых сплавов подвергались обратной горячей экструзии при температуре матрицы 320 °С, скорость деформации при экструзии $0,5 \cdot 10^{-4}$ мм/с. В результате испытания были получены трубчатые заготовки диаметром 3,3 мм с толщиной стенки 0,4 мм. Механические испытания проводили на плоских образцах в продольном направлении на универсальной испытательной машине Instron 5569. Иммерсионные коррозионные испытания проводились в течение 8 суток в растворе Хенкса при температуре 36,6-37,0 °С. Данные, полученные в ходе испытаний представлены в табл. 1.

По результатам механических испытаний исследуемых прутковых заготовок было установлено, что наибольшие значения предела прочности и предела текучести при растяжении наблюдаются в сплаве Mg–1,0Ga–1,0Zn–0,6Mn составляют для прутковых заготовок 332,9 МПа и 309,9 МПа, а для трубчатых заготовок 240,4 МПа и 169,5 МПа, соответственно. Относительно сплава Mg–1,0Ga–1,0Zn, для прутковых заготовок были определены следующие механические характеристики: предел прочности составляет 240,6 МПа, а предел текучести — 153,6 МПа. Для трубчатых заготовок соответствующие значения составляют 152,7 МПа для предела прочности и 95,3 МПа для предела текучести.

Сплавы Mg–1,0Ga и Mg–1,0Ga–1,0Zn незначительно отличаются механическими свойствами (предел текучести, предел прочности, относительное удлинение).

Таблица 1. Механические и коррозионные свойства прутковых и трубчатых заготовок сплавов системы Mg–Ga–X (x=Zn, Mn)

Сплав	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Скорость коррозии в растворе Хенкса, мм/год
Прутковые заготовки				
Mg-1,0Ga	179,1±7,8	243,7±4,6	12,7±2,0	0,05±0,02
Mg-1Ga-1Zn	153,6±5,6	240,6±4,7	10,8±1,9	0,05±0,01
Mg-1,0Ga-0,6Mn	276,1±31,8	303,8±21,2	8,9±3,8	0,16±0,02
Mg-1Ga-1Zn-0,6Mn	309,9±8,8	332,9±4,5	9,5±1,4	0,14±0,03
Трубчатые заготовки				
Mg-1,0Ga	151,1±36,2	183,5±21,3	4,8±0,4	0,04±0,01
Mg-1,0Ga-1,0Zn	95,3±26,1	152,7±17,4	6,2±1,2	0,14±0,06
Mg-1,0Ga-0,6Mn	162,26±19,2	214,18±13,4	5,9±2,4	0,24±0,05
Mg-1,0Ga-1Zn-0,6Mn	169,5±14,3	240,4±11,2	8,1±0,6	0,29±0,04
Требуемые свойства [1]	>200	>250	>10,0	<0,50

На основании данных, представленных в таблице 1, установлено, что добавление марганца в количестве до 0,6 % способствует эффективному измельчению микроструктуры магниевых сплавов, что приводит к улучшению их механических характеристик. В частности, наблюдается повышение предела прочности для прутковых заготовок с 240,6 МПа до 332,9 МПа, а для трубчатых заготовок — с 152,7 МПа до 240,4 МПа. Эффективность добавления марганца обусловлена образованием α -Mn, который препятствует росту зерен при рекристаллизации.

Согласно полученным данным (табл. 1), пруток диаметром 11 мм полученный методом горячей экструзии из сплавов Mg–1,0Ga и Mg–1Ga–1Zn, имеет самую низкую скорость коррозии, которая составляет 0,05 мм/год. Добавление марганца в качестве легирующего элемента в состав сплава приводит к значительному увеличению скорости коррозии, и составляет 0,16 мм/год для сплава Mg–1Ga–0,6Mn.

Среди рассмотренных сплавов наиболее близкими свойствами к требуемым значениям обладают сплавы Mg–1,0Ga–0,6Mn и Mg–1,0Ga–1,0Zn–0,6Mn, что можно обосновать наличием марганца в сплаве, который способствует эффективному измельчению зерна магниевых сплавов, следовательно, улучшает их механические свойства.

В результате работы был отработан оптимальный режим деформационной обработки прутковых и трубчатых методом горячей экструзии, а также было проведено исследование влияния данного режима на механические и коррозионные свойства сплавов системы Mg–Zn–X (x=Zn, Mn). Дальнейшая деформационная обработка прутков и трубчатых заготовок будет производится методом волочения. Такая деформационная обработка позволит получить более высокий уровень механических свойств за счёт формирования в структуре двойников деформации, так как в отличие от экструзии процесс деформации происходит при комнатной температуре.

Работа выполнена в рамках реализации Стратегического проекта "Биомедицинская инженерия и биоматериалы" НИТУ МИСИС (программа "Приоритет 2030")

1. J. Zong et al. Advances in the development of biodegradable coronary stents: A translational perspective // Materials Today Bio.-2022.-Vol. 16. – P. 100368.
2. Chen Y., Xu Z., Smith C., Sankar J. Recent advances on the development of magnesium alloys for biodegradable implants // Acta Biomaterialia. – 2014. – Vol. 10. – Is. 11. – P. 4561-4573.

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ И КОНСТРУКЦИОННЫХ СВОЙСТВ ОРТОПЕДИЧЕСКОГО ИМПЛАНТАТА С РЕЗЬБОЙ И ОТВЕРСТИЯМИ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗОК НА ИЗГИБ

**Коэмец Ю.Н., Казанцева Н.В., Ильиных М.В., Кузьмина А.В.,
Байкузина А.Р.**

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

Аддитивные производство и, в частности, послойная лазерная 3Д печать – перспективная технология в индивидуальной восстановительной медицине, позволяющая создать конструкции из биосовместимых материалов с учетом особенности травмы пациента в тех сложных случаях, когда стандартные промышленные изделия невозможно установить. Процесс аддитивного производства и эксплуатации медицинских имплантатов сложной формы имеет свои особенности. Имплантат в организме подвергается циклическим нагрузкам не только на растяжение-сжатие, но и на изгиб. При проектировании новых персонализированных имплантатов особенно важной является оценка эксплуатационных характеристик, таких как прочность, долговечность и дефектность получаемого изделия при аддитивном производстве. Такие исследования требуют специальных испытательных стендов, что является дорогостоящим. Поэтому для оценки данных характеристик предпочтительно использовать специальные компьютерные программы моделирования эксперимента.

В данной работе приведены результаты исследования влияния геометрии и конструкционных свойств ортопедического имплантата с резьбой и отверстиями на усталостную долговечность при воздействии циклических нагрузок на изгиб. С помощью программного обеспечения ANSYS Mechanical проводилось компьютерное моделирование деформации имплантата, приближенное к реальным нагрузкам.

В работе исследовали имплантат из стали 316L медицинского назначения, полученный методом селективного лазерного сплавления (СЛС). В условиях модели имплантат подвергался воздействию циклической нагрузки от 30 Н с постоянным увеличением до разрушения (граничное условие Fixed Support-жесткая заделка). Обнаружено, что изменение условий нагружения снижает коэффициент концентрации напряжений и повышает усталостную долговечность имплантата. Анализ полученных данных показал, что коэффициент запаса по усталостной прочности $F_s = 1,54$ (в настоящее время в механике, безопасным уровнем надежности с бесконечным сроком службы считается величина не менее 1,5), а, следовательно, конструкция имеет запас прочности для полной остеоинтеграции в организме. Наличие внутренней резьбы и отверстий в имплантате увеличивает коэффициент концентрации напряжений более чем в 10 раз. Полученные данные анализируются и обсуждаются.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ 12%-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

Осипова В.В.^{1,2}, Полехина Н.А.², Литовченко И.Ю.²

¹ *Национальный исследовательский*

Томский государственный университет, Томск, Россия

² *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия*

lera.linnik.1999@mail.ru

Одним из ключевых факторов, определяющим эффективность работы энергетических установок, является их рабочая температура. Энергетические установки нового поколения разрабатываются с учетом повышения рабочих температур, что в свою очередь позволит существенно повысить их энергоэффективность. Высокохромистые ферритно-мартенситные стали обладают комплексом физико-механических свойств, которые обеспечивают перспективность их использования в качестве конструкционных материалов в энергетической промышленности, в том числе работающих в экстремальных высокотемпературных условиях [1, 2]. Основным направлением развития сталей ферритно-мартенситного класса является повышение температуры их эксплуатации, которая определяется повышением их высокотемпературных прочностных свойств и термической стабильностью микроструктуры. В последние годы уделяется большое внимание исследованию влияния термомеханических обработок на структуру и механические свойства сталей этого класса [1-6]. Российским представителем реакторных ферритно-мартенситных сталей является 12 %-ная хромистая сталь ЭК-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta-B).

Традиционная термическая обработка (ТТО) данной стали включает нормализацию при 1100 °С и отпуск при 720 °С (3 ч.) [4, 5]. В результате ТТО формируется ферритно-мартенситная структура с частицами наноразмерных карбонитридов MX (M = V, Ti, Ta; X = C, N) и грубодисперсных карбидов M₂₃C₆ (M = Cr, Mn, Fe, W).

Согласно [4, 5], высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) стали ЭК-181 с деформацией в аустенитной области, по сравнению с ТТО, приводит к формированию мелкозернистой структуры с высокой плотностью дислокаций, увеличению объемной доли мелкодисперсных частиц MX, уменьшению размеров и объемной доли карбидов M₂₃C₆. Сформированная микроструктура в результате ВТМО обеспечивает повышение механических свойств стали на 20% в диапазоне температур от -196 до 700 °С [4, 5]. Исследованный режим высокотемпературной термомеханической обработки включал в себя пластическую деформацию без контроля температуры прокатки (образцы стали подогревались в печи до 1100 °С, после чего подвергались прокатке, прокатный стан находился при комнатной температуре). Однако известно, что температура пластической деформации может оказывать влияние на параметры микроструктуры материала, и, соответственно, на прочностные свойства.

В настоящей работе исследовано влияние пластической деформации при фиксированных температурах в аустенитной области на структурно-фазовое состояние и микротвердость стали ЭК-181. Кроме того, изучена термическая стабильность микроструктуры в условиях длительного старения (100 ч.) при 700 °С. Указанная температура является верхней предполагаемой рабочей температурой реакторов нового

поколения. Были исследованы состояния после ТМО с деформацией при 1100 °С на 70 %, 1000 °С на 70 % и 900 °С на 50 % и последующего отпуска при 720 °С 1 ч.

Микроструктура стали ЭК-181 в состояниях после трех режимов термомеханической обработки (ТМО) и традиционной термообработки (ТТО) была исследована методом просвечивающей электронной микроскопии на тонких фольгах. Установлено, что для всех изученных режимов обработки микроструктура стали качественно подобна (мартенситные ламели, грубодисперсные карбиды $M_{23}C_6$, мелко- и грубодисперсные карбонитриды МХ). Основные различия, выявленные при сравнении ТМО с ТТО, заключаются в следующем: средняя ширина мартенситных ламелей снижена в 1.5 раза (при деформации 1100/1000 °С) и в 2 раза (900 °С), средний размер частиц $M_{23}C_6$ уменьшен вдвое (для всех ТМО). Плотность дислокаций увеличилась в 2–3 раза (до $2.0 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$). Микротвердость возросла с 2.6 ГПа (после ТТО) до 2.91 ГПа (1100 °С), 2.82 ГПа (1000 °С) и 2.86 ГПа (900 °С) после ТМО. Указанное упрочнение обусловлено совместным действием повышенной плотности дислокаций и уменьшенных размеров мартенситных ламелей и карбидных частиц $M_{23}C_6$.

После старения стали ЭК-181 в течение 100 ч. при 700 °С в структуре образцов, подвергнутых деформации в аустенитной области, сохраняются элементы отпущенного мартенсита с частицами карбидных фаз. В условиях старения после ТМО происходят процессы возврата и полигонизации, которые приводят к уменьшению плотности дислокаций и формированию субграниц. Ширина мартенситных ламелей в условиях длительного старения возрастает в 1.5 раза (при деформации 1100/1000 °С), и в 2 раза (900 °С). Средние размеры частиц $M_{23}C_6$ также увеличиваются. Размеры мелкодисперсных частиц карбонитридов МХ в процессе отжигов практически не меняются. Это свидетельствует об их значительно более высокой, по сравнению с частицами $M_{23}C_6$, термической стабильности. Микротвердость стали после длительного старения снижается на 20–25 %.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0008.

1. X. Jin, Sh. Chen, L. Rong // Materials Science & Engineering A. 2018. Vol. 712. P 97–107.
2. L. Tan, J.T. Busby, P.J. Maziasz, Y. Yamamoto // Journal of Nuclear Materials. 2013. Vol. 441. P 713–717.
3. P. Prakash, J. Vanaja, N. Srinivasan, P. Parameswaran, G.V.S. Nageswara Rao, K. Laha // Materials Science & Engineering A. 2018. Vol. 724. P 171–180.
4. N. Polekhina, V. Linnik, I. Litovchenko, K. Almaeva, S. Akkuzin, et al. // Metals. 2022. Vol. 12. Art. 1928.
5. N. A. Polekhina, V. V. Linnik, K. V. Almaeva, et al. // Russian Physics Journal. 2022. Vol. 64, Iss. 12. P. 2225–2231.
6. J. Hoffmann, M. Rieth, M. Klimenkov, S. Baumgartner // Nuclear Materials and Energy. 2018. Vol. 16. P. 88–94.

ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВОБОДНОЙ ПЛЕНКИ ПОЛИМЕРНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ УСЛОВИЙ В АВТОКЛАВНОМ КОМПЛЕКСЕ

Юдин П.Е., Богатов М.В.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

ООО «Научно-производственный центр «Самара», Самара, Россия

bogatov@npcsamara.ru,

udin@npcsamara.ru

Затруднения в разработке нефтяных месторождений на поздних стадиях обусловлены рядом осложняющих факторов (высокая степень минерализации, повышенное содержание воды в добываемой нефти, значительный газовый фактор, формирование асфальтосмолопарафиновых отложений и неорганических солей, а также коррозионно-эрозионный износ) [1]. Указанные процессы могут проявляться как по отдельности, так и в комбинации, усиливая коррозию внутри насосно-компрессорных и нефтегазопроводных труб. Коррозионные процессы приводят к существенным финансовым потерям добывающих компаний [2]. Для защиты от внутренней коррозии применяются полимерные покрытия, которые становятся все более распространенным способом замедления или предотвращения коррозии при добыче и транспортировке нефти и газа [3]. Помимо барьерной функции, полимерные покрытия снижают гидравлическое сопротивление, защищают трубы от износа, сокращают частоту ремонтов, обеспечивают теплоизоляцию и позволяют отказаться от дорогостоящих легированных сталей и ингибиторов [4,5]. В настоящее время испытания внутренних трубных покрытий проводятся в соответствии с ГОСТ Р 58346-2019, где для прогнозирования срока службы используются гидротермальные выдержки в автоклавном комплексе. Основным критерием оценки снижения физико-механических свойств является адгезионная прочность, определяемая методом отрыва ГОСТ 32299-2019. Этот параметр является количественным, но недостаточным для полной оценки деградации покрытия. Исходя из наличия лабораторного оборудования и необходимости моделирования поведения покрытий, актуальным является эксперимент по определению насыщения и изменения физико-механических свойств в автоклавном комплексе в коррозионно-активной среде. Этот метод позволяет за короткое время сделать предположение об эксплуатационных характеристиках покрытий.

Целью данной работы является определение влияния водопоглощения на изменение физико-механических свойств внутреннего полимерного покрытия, используемого в нефтегазовой отрасли.

Испытания по определению водопоглощения и изменения физико-механических свойств свободной пленки полимерного покрытия ПЭП-585 проводились в лабораторном автоклавном комплексе (рис. 1).

Согласно представлениям исследователей, механизм абсорбции воды полимерным покрытием может быть представлен следующим образом: первоначальная адсорбция составляющих тестовой жидкости на поверхности полимера → последующее проникновение этих компонентов в поры и дефекты материала без химической реакции → нарушение межмолекулярных связей, сопровождающееся ухудшением механических характеристик и снижением температуры стеклования (данные явления могут развиваться одновременно) → инициирование деструкции полимера.



Рис. 1. Лабораторный автоклавный комплекс

Проведенные исследования демонстрируют, что процесс водопоглощения, при моделировании в условиях автоклавного теста, достигает состояния насыщения с течением времени и характеризуется достижением предела насыщения. Полное насыщение полимерного покрытия влагой наблюдается в течение 20 дней, после чего процесс практически прекращается. Кроме того, установлено значительное влияние водопоглощения на физико-механические свойства покрытий.

Выводы

Установлено, что со временем полимерное покрытие насыщается электролитом из-за абсорбции влаги, что приводит к падению температуры стеклования образца примерно на 30 °С. Следовательно, при определении предельной рабочей температуры труб с внутренним полимерным слоем следует принимать во внимание значение T_g , уменьшенное на 30 °С, в качестве начальной оценки.

Эксперименты демонстрируют изменения в физико-механических характеристиках, которые обычно не принимаются во внимание при оценке и прогнозировании срока службы внутренних полимерных покрытий. На начальном этапе эксплуатации ключевым фактором, влияющим на изменение физико-механических свойств внутреннего полимерного покрытия, является процесс насыщения жидкостью, а не деградация материала.

1. Сургаева Е.С., Юдин П.Е., Амосов А.П. Разрушение внутренних антикоррозионных полимерных покрытий нефтепромысловых труб при эксплуатации. // Безопасность техногенных и природных систем. 2024. № 4. С. 90-100. DOI: 10.23947/2541-9129-2024-8-2-90100. EDN: CHUJHA.
2. Старцев А. И., Терентьев А. Н. Насосно-компрессорные трубы с полимерным покрытием // Научный Лидер. – 2022. – Т. 40. – С. 9-17.
3. Юдин П. Е. Функциональные покрытия погружного нефтепромыслового оборудования для защиты от коррозии, асфальтосмолопарафиновых и солевых отложений: Обзор // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2025. – Т. 19. – №. 1. – С. 58-74.
4. Швецов М. В., Бикбов Г. Б., Калачев И. Ф. Преимущество порошковых покрытий для защиты НКТ // Экспозиция Нефть Газ. – 2015. – №. 5 (44). – С. 35-37.
5. Хорошилова Е. Л., Петрикеева Н. А., Попова Н. М. Повышение противокоррозионных свойств защиты газонефтепроводов // Градостроительство. Инфраструктура. Коммуникации. – 2018. – №. 2. – С. 42-49.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СЛИТКА И ТОНКИХ ПРОВОЛОК ИЗ ПЕРСПЕКТИВНОГО СПЛАВА Al-0.27Zr-0.17Si-0.30Er

Комельков А.В., Нохрин А.В., Бобров А.А., Сысоев А.Н., Морозкина Е.О.

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет
им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

komelkov@unn.ru

В работе проведено исследование литых заготовок и тонких проволок из нового сплава Al-0.27Zr-0.17Si-0.30Er (содержание компонентов указано в вес. %). Проводники из данного сплава имеют большие перспективы применения в высокотемпературной электротехнике.

Слитки сплава были получены литьем с индукционным нагревом и перемешиванием в атмосфере инертных газов, затем было проведено 100-часовое старение при температуре 300°C. Из слитков методом ротационнойковки были изготовлены прутки Ø 6 мм, из которых холодным волочением получена проволока Ø 0.3 мм.

Исследование структуры литого сплава и проволок выполняли с помощью методов оптической металлографии, растровой электронной микроскопии и энергодисперсионного микроанализа (РЭМ Jeol JSM 6490 со встроенным микроанализатором Oxford Instruments INCA 350). Были выполнены испытания на растяжение образцов литого сплава (по ГОСТ 1497) и образцов проволок в состоянии после волочения и после испытаний на термостойкость по ГОСТ Р МЭК 62004-2014. Выполнено фрактографическое исследование изломов. Были построены зависимости микротвердости и удельного электросопротивления (УЭС) от температуры и времени отжига.

На рис. 1А приведена макроструктура литого сплава, состоящая из столбчатых кристаллитов. В структуре литого сплава обнаружены первичные частицы Al-Si-Er (рис. 1Б).

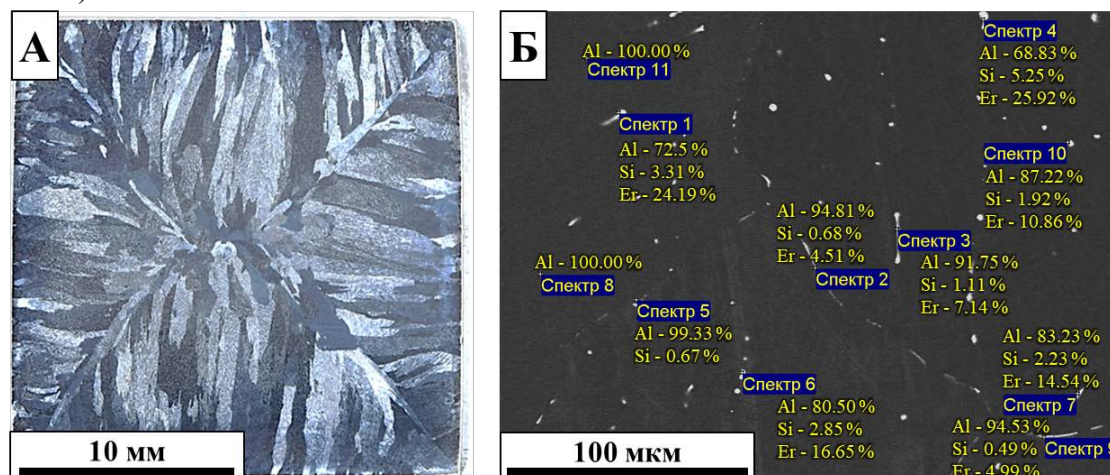


Рис. 2. Макроструктура литого сплава (А) и результаты энергодисперсионного рентгеновского микроанализа (Б)

На рис. 2 приведена зависимость микротвердости (HV) и УЭС от времени отжига литого сплава при 350°C. Измерения проведены в центральной части слитка (центр) и вблизи внешней поверхности (край). Повышение HV и падение УЭС обусловлено распадом твердого раствора Al-Zr.

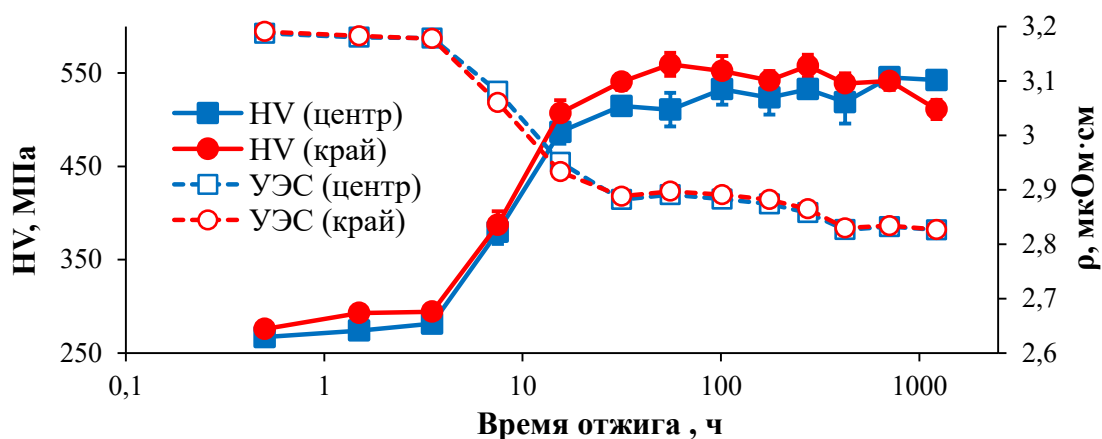


Рис. 3. Зависимость HV и УЭС от времени отжига при 350 °C

В таблице 1 приведены результаты измерения УЭС, пределов прочности (σ_B), относительного удлинения до разрушения (δ) и HV проволоки в состоянии после волочения и после 60-минутных отжигов, моделирующих длительную эксплуатацию при различных температурах по ГОСТ Р МЭК 62004-2014.

Таблица 1. Свойства проволоки в состоянии после волочения и после испытаний на термостойкость

Режим отжига	УЭС, мкОм·см	σ_B , МПа	δ , %	HV, МПа
Без отжига	3.22 ± 0.06	240 ± 42	0.8 ± 0.8	485 ± 7
230°C, 1 ч	3.10 ± 0.04	216 ± 48	0.4 ± 0.3	501 ± 9
280°C, 1 ч	3.07 ± 0.04	171 ± 16	1.4 ± 0.9	447 ± 5
400°C, 1 ч	3.10 ± 0.03	123 ± 20	4.9 ± 2.6	408 ± 5

Проволока, изготовленная из нового сплава Al–0.27Zr–0.17Si–0.30Er, обладает существенно более высокими эксплуатационными свойствами, чем проволока из сплавов Al–Zr [1].

Результаты фрактографического исследования показывают, что изломы образцов проволок в исходном и отожженном состояниях имеют одинаковый вид вязкого разрушения, что свидетельствует о хорошей пластичности сплава (даже в состоянии после холодного волочения).

С использованием уравнения Джонсона-Мела-Аврами-Колмогорова были определены коэффициенты интенсивности распада твердого раствора (n) в исследуемом литом сплаве при температурах 350, 400, 450 °C – 1.07, 0.61 и 0.41 соответственно. Низкие значения коэффициентов скорости распада n , предположительно, связаны с прерывистым распадом твердого раствора Al–Zr.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда (№20-19-00672).

1. Комельков А.В., Нохрин А.В., Бобров А.А., Сысоев А.Н. Исследование термической стабильности структуры и свойств слитков и тонких проволок из сплавов Al–Zr // Физика металлов и металловедение. 2024. Т. 125. № 6, С. 765–776

ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ РЕЗОНАНСНАЯ ЛАЗЕРНАЯ КАЛОРИМЕТРИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МОЛИБДАТА ЛИТИЯ-НАТРИЯ

Денисов Д.А.¹, Демушкин Д.Ю.¹, Коняшкин А.В.²

¹МФТИ, Долгопрудный, Россия

²ФИРЭ РАН им. В.А. Котельникова, Фрязино, Россия

denisov.da@phystech.edu

Измерение коэффициента оптического поглощения a является важной задачей современного материаловедения, т.к. он определяет характер теплового воздействия электромагнитного излучения на среду. Стандартной методикой измерения a является лазерная калориметрия, в которой экспериментально измеренные кинетики разогрева образца сопоставляются с решением нестационарного уравнения теплопроводности. Для измерения показателей оптического поглощения нелинейно-оптических (НО) кристаллов была предложена пьезоэлектрическая резонансная лазерная калориметрия (ПРЛК), измерение температуры в которой происходит при помощи импедансной спектроскопии (ИС) [1]. Ввиду наличия у НО кристаллов пьезоэлектрических свойств спектры их адмиттансов имеют характерные резонансы на частотах, соответствующих собственным модам механических колебаний кристаллов. Эти частоты линейно зависят от температуры, поэтому ИС позволяет также получить информацию о текущем значении температуры исследуемого НО кристалла.

В данном исследовании ПРЛК была применена для измерения коэффициента поглощения a лазерного излучения в монокристалле молибдата литий-натрия ($\text{LiNa}_5\text{Mo}_9\text{O}_{30}$, LNM, размеры $3 \times 3 \times 9$ мм³). Излучение было непрерывным, линейно-поляризованным, плоскость поляризации параллельна кристаллографической плоскости (010), длина волны 1070 нм, диаметр пучка $d_{\text{FWHM}} = 1,6$ мм. График зависимости a от интенсивности излучения I представлен на рис. 1. Среднее значение коэффициента поглощения составило $(4,7 \pm 0,5) \times 10^{-3}$ см⁻¹.

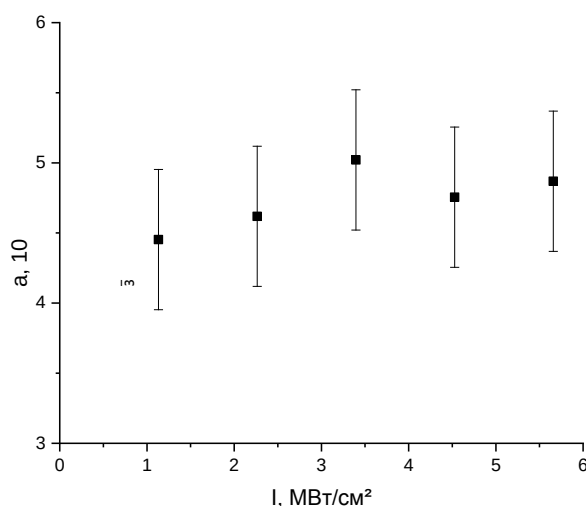


Рис. 1. Зависимость коэффициента поглощения a от интенсивности излучения I

1. Стирманов Ю.С., Грищенко И.В., Коняшкин А.В., Рябушкин О.А. «Импедансная спектроскопия кристаллов трибората лития, взаимодействующих с лазерным излучением высокой интенсивности». Нелинейный мир, 2020, 18 (1). С. 12-15. ISSN ISSN 2070-0970

УЛУЧШЕНИЕ СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКИ В ШИХТУ Порошковой проволоки 35B9X3CF

Мажарин А.В., Михно А.Р., Панченко И.А., Коновалов С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия
Mazharin_av@sibsiu.ru*

Модификация состава наплавленного слоя является эффективным способом улучшения его эксплуатационных характеристик. Введение углеродфторсодержащих добавок в порошковую проволоку может повлиять на структурно-фазовое состояние, адгезию и механические свойства наплавленного покрытия [1-4].

Использование подобных добавок может повысить эффективность наплавленных материалов при эксплуатации в условиях высоких нагрузок [5].

Сварочная проволока марки ПП-Нп-35B9X3CF применяется для наплавки стальных валков для горячей прокатки, бойков молота, тормозных шкивов и пр. Она обладает рядом положительных качеств: высокой износостойкостью, твердостью. Однако также имеет и ряд недостатков. Например, обладает плохой свариваемостью с другими сталями и имеет склонность к образованию пор.

Целью настоящего исследования является улучшение свойств наплавленного слоя порошковой проволокой 35B9X3CF с добавлением в нее углеродфторсодержащей добавки.

Для изготовления экспериментальной порошковой проволоки была смешана шихта используемая для изготовления порошковой проволоки 35B9X3CF и углеродфторсодержащая добавка в соотношении 95% к 5% соответственно.

Наплавочные работы проводились с помощью сварочного трактора ASAW-1250 под флюсом изготовленного из шлака от производства ферросиликомарганца. Параметры наплавки следующие: Сила тока – 422А, напряжение – 38 В, подача – 18 см/мин.

Для исследования микроструктуры (рис. 1) и определения химического состава наплавленного слоя использовался электронный микроскоп КУКУ ЕМ6900. Результаты микроструктурных исследований указывают на получение структуры с минимальным содержанием мелких пор. В остальном микроструктура идентична получаемой стандартной проволокой ПП-Нп-35B9X3CF.

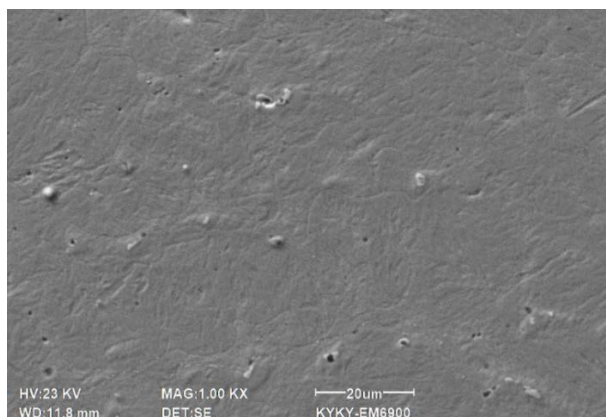


Рис. 1. Микроструктура наплавленного слоя

Результаты исследования химического состава наплавки приведены в таблице 1. Как видно из представленных результатов, химический состав полностью соответствует наплавленному металлу стандартной порошковой проволоки ПП-Нп-35В9Х3СФ.

Таблица 1. Химический состав наплавленного слоя

Массовая доля элементов, %						
Fe	W	Cr	O	Mn	Si	Cu
86,59	7,11	2,44	1,62	1,02	0,63	0,58

С целью подтверждения результатов получения высокотвердого наплавленного слоя проведены измерение микротвердости на микротвердомере HVS-1000 путем вдавливания алмазной пирамидки, нагрузка на индентор – 50 N. Результаты измерения микротвердости представлены в таблице 2.

Таблица 2. Микротвердость наплавленного слоя

Микротвердость Н, HV	
Среднее значение	585,86
Стандартное отклонение	59,78

Согласно ГОСТ 26101-84 твердость наплавленного металла порошковой проволокой 35В9Х3СФ составляет: HRC 44-50, в переводе на HV:430-530, что меньше результатов представленных в таблице 2. Это подтверждает эффективность введения углеродфторсодержащей добавки в шихту порошковой проволоки 35В9Х3СФ.

Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.

1. Structural-Phase State and Fracture of a Low-Carbon Steel Coating / R. E. Kryukov, N. A. Kozyrev, V. E. Gromov [et al.] // Russian Metallurgy (Metally). – 2022. – Vol. 2022, No. 4. – P. 320-324. – DOI 10.1134/S0036029522040152.
2. Крюков, Р. Е. Основы создания углеродсодержащих сварочных и наплавочных материалов / Р. Е. Крюков, Н. А. Козырев. – Томск : Национальный исследовательский Томский политехнический университет, 2019. – 358 с. – ISBN 978-5-4387-0869-8.
3. J. Wang, M. Wei, J. He [et al.]. Optimization of Repair Process Parameters for Open-Arc Surfacing Welding of Grinding Rolls Based on the Response Surface Method // Processes. – 2022. – Vol. 10, No. 2. – P. 321. – DOI 10.3390/pr10020321.Млр
4. Akhter R., Zhou Z., Xie Z., Munroe P. Enhancing the adhesion strength and wear resistance of nanostructured NiCrN coatings // Applied Surface Science. 2021. Vol. 541. Article 148533. DOI: 10.1016/j.apsusc.2020.148533.
5. Effect of Carbon and Fluorine Added to Silicomanganese Slag Fluxes / R. E. Kryukov, N. A. Kozyrev, A. R. Mikhno [et al.] // Steel in Translation. – 2020. – Vol. 50, No. 1. – P. 11-15. – DOI 10.3103/S0967091220010064.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УМЗ ТИТАНА ВТ1-0 ПОСРЕДСТВОМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ АЛЮМИНИЯ

Никоненко А.В.¹, Попова Н.А.², Никоненко Е.Л.², Курзина И.А.³

¹*Томский государственный университет систем управления
и радиоэлектроники, Томск, Россия*

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия*

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия
aliska-nik@mail.ru*

Введение

Повышение надежности и увеличение долговечности деталей, инструментов и конструкций, как правило, выражают количественными показателями механических свойств. Типичными характеристиками, применяющимися для этих целей, являются: предел текучести, деформационное упрочнение, напряжение разрушения и др.

К настоящему времени установлено, что высокая прочность сплавов и, в частности, сплава ВТ1-0, подвергнутого имплантации ионами алюминия, определяется многими факторами, основными из которых являются [1]: 1) наличие атомов алюминия и кислорода, находящихся в твердом растворе; 2) плотность дислокаций; 3) наличие в сплаве частиц интерметаллидных фаз и оксидов; 4) наличие границ зерен. Роль каждого из этих факторов в каждом случае будет различной, и доля вклада отдельных механизмов упрочнения в общее упрочнение материала также неодинакова. При этом необходимо отметить, что при имплантации формируется градиентная структура, и в каждом слое такой структуры названные факторы будут вносить различный вклад, зависящий как от размера зерна, так и от дозы ионной имплантации.

Экспериментальная часть

В качестве исследуемого материала был выбран технически чистый титан (сплав ВТ1-0) в УМЗ-состоянии. Для формирования УМЗ-состояния в заготовках сплава ВТ1-0 применяли комбинированный метод многократного одноосного прессования (abc-прессование).

В результате проведенных исследований проанализирован фазовый состав, а также внутренняя структура зерен, выявлены источники внутренних напряжений и определена их амплитуда. Определение амплитуды внутренних напряжений базировалось на определении кривизны-кручения кристаллической решетки по изгибным экстинкционным контурам.

Результаты

Проведенные исследования показали, что в УМЗ-состоянии сплава по мере удаления от поверхности обработанного образца в глубь материала формируется градиентная структура, состоящая из 5 различных слоев: 1 – оксидный слой; 2 – ионно-легированный слой; 3 – слой с измельченной зеренной структурой; 4 – слой остаточного влияния имплантации; 5 – слой с исходной зеренной структурой.

Согласно известным представлениям [1, 2, 3], расчет предела текучести при разных дозах имплантации в настоящей работе, проводился по формуле:

$$\sigma = \Delta\sigma_n + \Delta\sigma_{\text{ТВ}} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_{\text{ор}} + \sqrt{(\Delta\sigma_d^2 + \Delta\sigma_l^2)},$$

где $\Delta\sigma_n$ – напряжение трения дислокаций в кристаллической решетке α -Ti; $\Delta\sigma_{\text{ТВ}}$ – упрочнение твердого раствора на основе α -Ti атомами легирующих элементов (твердорастворное упрочнение); $\Delta\sigma_3$ – упрочнение за счет границ зерен (зернограничное упрочнение); $\Delta\sigma_l$ – упрочнение дислокациями «леса», которые перерезают скользящие дислокации (внутреннее напряжение сдвига); $\Delta\sigma_d$ – упрочнение далекодействующими полями напряжений (внутренние моментные, или локальные напряжения); $\Delta\sigma_{\text{ор}}$ – упрочнение материала некогерентными частицами при обходе их дислокациями по механизму Орована.

Исследования показали, что, во-первых наибольшее упрочнение сплава BT1-0 в УМЗ-состоянии обеспечивается слоями 2 (ионно-легированный слой) и 3 (слой с измельченной зеренной структурой). В ионно-легированном слое (слое 2) основной вклад в упрочнение сплава вносят, прежде всего, внутренние локальные напряжения ($\Delta\sigma_d$), а также существенный вклад вносят твердорастворное упрочнение ($\Delta\sigma_{\text{ТВ}}$), упрочнение частицами вторых фаз ($\Delta\sigma_{\text{ор}}$) и зернограничное упрочнение ($\Delta\sigma_3$). В слое с измельченной зеренной структурой (слое 3) величина этих вкладов уменьшается, однако они продолжают вносить наиболее существенный вклад в упрочнение сплава. В слое остаточного влияния имплантации (слое 4) в первой половине этого слоя величина всех вкладов изменяется с большей скоростью, чем во второй половине слоя 4, и все вклады сравниваются со своими исходными значениями в первой половине слоя 5 – слоя с исходной зеренной структурой. В-третьих, в слоях 4 и 5 основное упрочнение сплава BT1-0 в УМЗ-состоянии обеспечивается зернограничным упрочнением ($\Delta\sigma_3$). Также было установлено, что на поверхности имплантированных образцов величина предела текучести практически в 2.5 раза больше по сравнению с исходным (не имплантированным) состоянием сплава.

Заключение

Независимо от дозы ионной имплантации в сплаве BT1-0 образуется градиентная структура, состоящая из пяти слоев. Наибольшее упрочнение обеспечивается ионно-легированным слоем и слоем с измельченной зеренной структурой. Также основной вклад в упрочнение в мелкозернистом состоянии вносят твердорастворные упрочнения и локальные напряжения.

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

1. Курзина И.А., Козлов Э.В., Шаркеев Ю.П. и др. Нанокристаллические интерметаллидные и нитридные структуры, формирующиеся при ионно-плазменном воздействии. – Томск: Изд-во НТЛ, 2008. – 324 с.
2. The effect of aluminum ion implantation on the grain size and structure of UFG titanium / A.V. Nikonenko [et al.] // Surface & Coatings Technology. – 2020. – V. 393. – P. 125750.
3. Роль твердорастворного упрочнения и взаимодействий в дислокационном ансамбле в формировании напряжения течения азотсодержащей аустенитной стали / Козлов Э.В., [и др.] // Изв. вузов. Физика. – 1996. – № 3. – С. 33–56.

АНТИЦИПАЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА, ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ МОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ ТИПА М9Ю

Баклушина И.В., Романов Д.А., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
baklushina@rambler.ru

Формирование поверхностных слоев, полученных плазменной наплавкой быстрорежущими сталями в защитно-легирующей среде азота является энергоэффективной технологией ремонта и восстановления изношенного оборудования в металлообрабатывающей, машиностроительной и металлургической отраслях промышленности. Создание новых марок быстрорежущих сталей идет по пути замены дорогого вольфрама на молибден. Твердость таких сталей после отпуска и теплоустойчивость должны превышать W и W–Mo быстрорежущие стали благодаря более тонкой эвтектике и меньшим размерам нерастворимых карбидов. Методами современного физического материаловедения изучены структурно-фазовые состояния и элементный состав наплавки молибденовой быстрорежущей стали (вес %, Mo–11,9; Cr–4,2; Co–3,5; V–1,8; Si–0,9; Mn–0,5) на среднеуглеродистую сталь 30ХГСА. Показано, что наплавленный слой является многофазным материалом, содержащим твердый раствор на основе Fe и включения карбидной и интерметаллической фаз. Проведена оценка энтропии смешения и показано, что наплавка относится к среднеэнтропийным сплавам. Используя программу MatLab и кристаллохимическую базу данных, выполнены расчеты изменения термодинамических и упругих свойств модельной быстрорежущей стали 72,2 Fe–12 Mo–5 Co–5 Cr–5 V–0,8 C близкого химического состава к стали М10 в температурном диапазоне до 1600 °С. Установлено, что увеличение температуры сопровождается $\alpha \rightarrow \gamma$ полиморфным превращением, снижением количества карбидов $M_{23}C_6$, M_3C , M_2C , MC и упругих модулей (модуля Юнга и модуля объемного сжатия).

Плазменной наплавкой в среде азота нетоковедущей порошковой проволокой сплава типа М9Ю на стали 30ХГСА сформирован слой толщиной до 10 мм, имеющий поликристаллическую структуру дендритного типа. Показано, что основными фазами наплавленного слоя являются твердый раствор на основе α -железа (88 мас. %) и твердый раствор на основе γ -железа (12 мас. %). Присутствие на рентгенограмме дифракционных максимумов сравнительно низкой интенсивности позволяет предположить формирование в наплавленном слое частиц карбидной фазы. Осуществлены оценки и показано, что сформированный наплавленный слой стали типа М10 может быть отнесен к среднеэнтропийным сплавам. Выполнены расчеты термодинамических и механических (упругие модули) свойств наплавленного слоя на основе модельной быстрорежущей стали близкого состава. Показано, что в температурной области существования α -фазы в наплавленном слое возможно присутствие частиц карбидов типа $M_{23}C_6$, M_3C , M_2C и MC. Увеличение температуры сопровождается $\alpha \rightarrow \gamma$ полиморфным превращением железа и снижением количества карбидных фаз. Наиболее тугоплавкими являются карбиды типа M_2C и MC. Выявлено, что увеличение температуры сопровождается размягчением кристаллических решеток α - и γ -железа и монотонным снижением упругих модулей (модуля Юнга и модуля объемного сжатия) данных фаз.

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

СПОСОБ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ СТАБИЛИЗАЦИИ ДУГОВОГО РАЗРЯДА

Борисенко Д.Н., Жохов А.А., Редькин Б.С.

*Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН,
Черноголовка, Россия
bdn@issp.ac.ru*

Существующие в настоящее время традиционные методы синтеза различных соединений в твердой, жидкой и газовой фазах, и получение на их основе элементной базы для микроэлектроники, оптики, химической, атомной и авиационной промышленности, зачастую уже не могут удовлетворить растущим требованиям комплексного развития химической технологии и прецизионной металлургии. Использование химически активной плазмы при получении и обработке новых материалов известно с середины 20 века [1, 2]. Плазма как четвертое агрегатное состояние вещества, участвуя в химических реакциях, дает возможность управлять большим числом технологических параметров и позволяет более вариативно сдвигать термодинамическое равновесие реакционных систем в нужную сторону. Представляя собой многопараметрический процесс в однофазной многокомпонентной системе с большим числом степеней свободы, плазмохимические реакции имеют преимущество в реализации анизотропных и селективных процессов получения материалов с низкой дефектностью и высокой чистотой, а также в реализации плазмостимулированных тонкопленочных технологий, в том числе в обработке поверхности, операциях травления, направленного осаждения и имплантации. Все вышесказанное, обуславливает необходимость исследования газодинамических явлений в процессе плазмохимического синтеза, и стимулирует разработку новых способов стабилизации дугового разряда.

Для повышения устойчивости сварочного дугового разряда известно несколько способов стабилизирующего воздействия на дугу, например: действием магнитного поля, формируемого соленоидом [3, 4], действием электромагнитными полями сверхвысоких частот [5], а также потоком инертного газа как в аксиальном направлении, так и в тангенциальном с формированием вихря [6].

Однако в закрытых реакторах с изолированной атмосферой не всегда есть возможность использовать перечисленные способы, например, при плавлении мелкодисперсных порошков в гарнисаже: в частном случае ферромагнитных сплавов порошок будет налипать на соленоид, а при использовании стабилизирующих потоков газа - выдуться из зоны плавления. Поэтому изучение поведения плазмы дугового разряда в изолированной атмосфере в зависимости от подводимой мощности и давления газа представляет собой актуальную задачу. Для решения поставленной задачи в качестве объекта исследования был выбран дуговой разряд в атмосфере аргона длиной около 10 мм между двумя неплавящимися электродами из вольфрама расположенными горизонтально. Подводимую мощность изменяли в интервале 0-1 кВт, давление аргона 10^4 - 10^5 Па. Вертикальные осцилляции дугового разряда вследствие конвективных потоков аргона регистрировались полупроводниковым фотоэлектрическим преобразователем (ФЭП). На рисунке 1 представлены сигналы с фотодатчика (показаны стрелками), которые для наглядности, на графике синхронизированы с источником питания дуги (синусоида однополярного тока) для трех режимов. Из представленных данных видно, что по мере увеличения подводимой мощности, растет амплитуда пространственных флуктуаций дуги, регистрируемых ФЭП (кривые 1-3). Аналогичная картина наблюдается при снижении

давления аргона: при давлении менее $4 \cdot 10^4$ Па флуктуации становятся минимальными (кривая 1) и дуга не испытывает возмущающего воздействия конвекции.

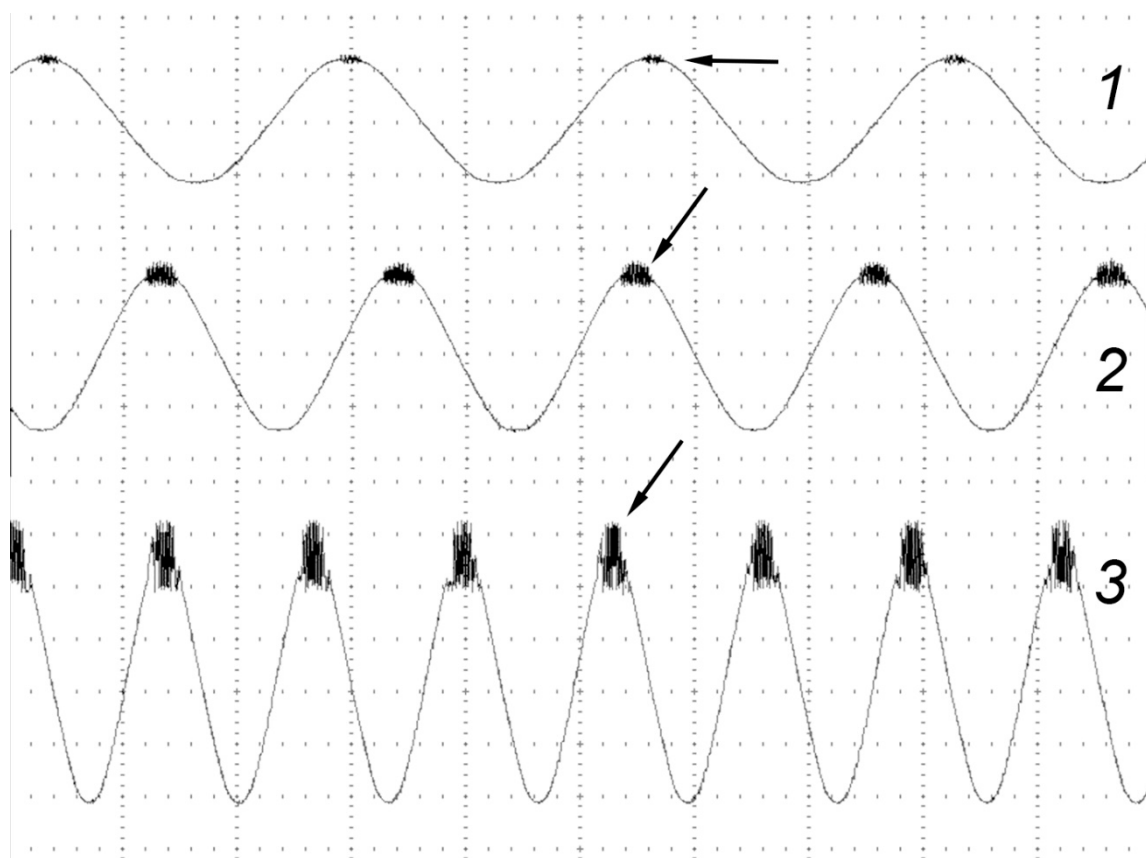


Рис. 1. Сигнал с фотодатчика (показан стрелками), синхронизированный с источником питания дуги

Возможные причины с точки зрения газовой динамики на основе критериев подобия (числа Пекле, характеризующего соотношение между конвективными и молекулярными процессами переноса тепла, и связанного соотношением $Pe = Re \cdot Pr$ с числом Рейнольдса Re и числом Прандтля Pr) обсуждаются в докладе.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФТТ РАН.

1. Лесков Г.И. Электрическая сварочная дуга. М.: Машиностроение, 1970. 335 с.
2. Чернетский А.В. Введение в физику плазмы. М.: Атомиздат, 1969. 304 с.
3. Фролов В.В. Теория сварочных процессов. М.: Высшая школа, 1988. 559 с.
4. В. О. Герман и др. / Стабилизация электродуговых разрядов во внешнем азимутальном магнитном поле // Прикладная физика, 2016, № 6, С. 18-24.
5. Пчельников Ю.Н., Свиридов В.Т. Электроника сверхвысоких частот. М.: Радио и связь, 1981. 96 с.
6. Финкельнбург В., Меккер Г. Электрические дуги и термическая плазма / Пер. с нем. Левина В.Б. и др.; Под ред. д. ф.-м. н. Фабриканта В.А. М.: Изд-во иностр. лит., 1961. 370 с.

К ВОПРОСУ ОБ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИКАХ МЕЗОПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шишулин А.В., Шишулина А.В.

*Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,
Нижний Новгород, Россия
chichouline_alex@live.ru*

В течение нескольких последних десятилетий интерес исследователей привлекают уникальные особенности микро- и наноразмерных частиц, нетипичные для структур макроскопического размера (к таким особенностям относятся зависимости температур фазовых переходов I и II рода, температуры Дебая, термодинамических, механических и др. характеристик от морфологии наночастиц, см., например, обзор в [1] или [2,3]). Данные особенности могут быть описаны в рамках различных подходов и в значительной степени связаны с ростом доли низкоскоординированных атомов приповерхностного слоя (обладающих отличными от атомов «в объеме» характеристиками) при уменьшении объема частицы и «усложнении» ее формы. Реализация подобных эффектов в наноразмерных частицах и композитах на их основе может существенно изменить физико-химические свойства функциональных наноматериалов [4,5].

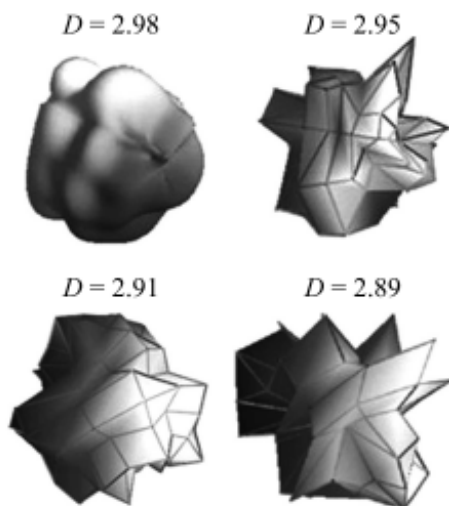


Рис. 1. Примеры структур с различными D

При этом интересно отметить, что высокие значения удельных поверхностей достижимы не только в случае нанопорошковых и нанокомпозиционных материалов, но и в мезопористых структурах (с характерным размером пор 5-50 нм), при этом сами мезопористые объекты могут иметь макроскопические размеры. В этом случае комплекс физико-химических свойств материала в значительной степени становится зависящим от морфологии пор. Ранее для таких структур продемонстрирована зависимость температуры плавления [6] и температур магнитных превращений от морфологии пор [7]. В настоящем же докладе показано, что величина модуля нормальной упругости Юнга для мезопористого материала (Y_{por}) существенно зависит от геометрических характеристик распределенных в материале пор [8]. Морфология пор задавалась в рамках

фрактально-геометрического подхода [5,6,8] величиной их эффективного диаметра (d_{eff}) и фрактальной размерности (D). Преимуществом такого подхода является то, что представленные параметры обобщают различные варианты морфологий пор, имея одинаковые значения для геометрически разнородных структур, обладающих, однако, одним и тем же соотношением площади поверхности, объема и долей атомов приповерхностного слоя. Примеры структур с различной величиной D приведены на рис. 1 (см. также [9]).

На рис. 2 полученные в работе оценки проиллюстрированы на примере зависимости модуля Юнга мезопористого серебра от эффективного диаметра пор при трех различных значениях фрактальной размерности. Наряду с заметным падением модуля нормальной упругости Юнга при уменьшении эффективного диаметра пор и

их фрактальной размерности растет величина $|\partial Y_{por}/\partial d_{eff}|$, и при наноструктурировании и «усложнении» морфологии мезопористого материала его «чувствительность» к изменению морфологии увеличивается. Отметим, что приведены результаты, соответствующие не слишком высоким значениям удельных поверхностей (в сравнении с упомянутыми в [8]), не превышающим 200-300 м²/г.

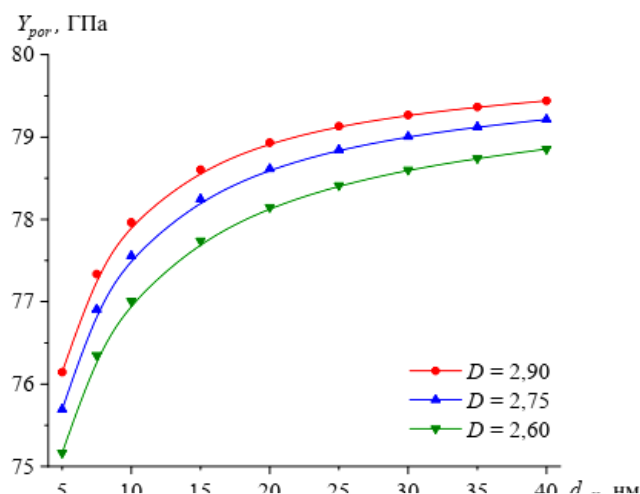


Рис. 2. Оценки зависимости модуля нормальной упругости Юнга Y_{por} для мезопористого серебра от морфологии пор

Результаты получены в рамках когезионной модели. Применимость данной модели для наночастиц серебра верифицирована экспериментально (см. [8] и ссылки там), а результаты использования данной модели соответствуют аналогичным результатам, полученным в рамках других подходов, например $RP(vac)$ -модели и потенциала Леннарда-Джонса. В заключительной части полученные ре-

зультаты дополнены и обобщены использованием функций распределения пор по морфологическим характеристикам, представляющим собой адаптацию для мезопористых материалов подходов [10,11], полученных на основе теории разбиений и асимптотической оценки для соотношения Харди-Рамануджана-Радемахера (применение таких подходов обсуждалась в обзоре к [12]).

1. Шишулин А.В. Дисс....канд. хим. наук. Нижний Новгород, 2023. 126 с.
2. Шишулин А.В., В.Б. Федосеев // Кинетика и катализ. 2019. Т. 60. №3. С. 334-338.
3. Shishulin A.V., Potapov A.A., Shishulina A.V. // Eur. phys. tech. j. 2022. V. 19. №3(41). P. 10-17.
4. Шишулин А.В., Федосеев В.Б., Шишулина А.В. // ЖТФ. 2019. Т. 89. №4. С. 556-561.
5. Shishulin A.V., Potapov A.A., Shishulina A.V. In: Springer Proceedings in Complexity. Ed. by C.H. Skiadas, Y. Dimotikalis. Cham: Springer. 2022. P. 421-432.
6. Шишулин А.В., Шишулина А.В. // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур, наноматериалов. 2024. №16. С. 427-436.
7. Shishulin A.V., Potapov A.A., Shishulina A.V. // Eur. phys. tech. j. 2021. V. 18. №2(36). P. 6-11.
8. Шишулин А.В., Шишулина А.В. // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур, наноматериалов. 2023. №15. С. 308-316.
9. Shishulin A.V., Potapov A.A., Fedoseev V.B. In: Advances in Intelligent Systems and Computing. Ed. by Z. Hu, S.V, Petoukhov, M. He. Cham: Springer. 2020. P. 405-413.
10. Федосеев В.Б., Шишулин А.В. // ЖТФ. 2021. Т.91. №1. С. 39-45.
11. Федосеев В.Б., Шишулин А.В. // ЖТФ. 2022. Т.92. №4. С. 643-644.
12. Shishulin A.V., Potapov A.A., Shishulina A.V. // Eur. phys. tech. j. 2023. V. 20. №4(46). P. 125-132.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТАВА НА ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ ПРИ ТВЕРДОФАЗНОМ РАССЛАИВАНИИ В НАНОЧАСТИЦАХ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ (НА ПРИМЕРЕ СИСТЕМЫ W–Cr)

Шишулин А.В., Шишулина А.В.

Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,
Нижний Новгород, Россия
chichouline_alex@live.ru

Благодаря уникальному набору физико-химических свойств, тяжелые вольфрамовые псевдосплавы с ультрамелкозернистой структурой, полученные из наночастиц современными методами порошковой металлургии, стали объектом повышенного интереса исследователей. Сплавы системы W–Cr обладают большим количеством биомедицинских, конструкционных и специальных приложений благодаря значительной стойкости к разрушению в условиях динамического нагружения, возможности самопассивации и коррозионной стойкости (см. [1,2] и ссылки там). В макроскопическом состоянии система Cr–W не демонстрирует образования непре-

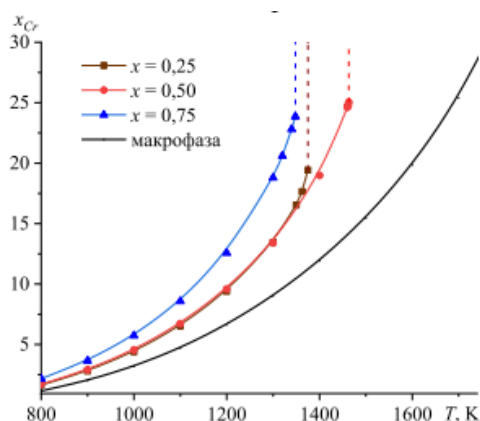


Рис. 1. Зависимости предела растворимости Cr в W. Необходимые пояснения даны в тексте

рывного ряда твердых растворов, расслаиваясь с верхней критической температурой растворения 1906 К [3]. С одной стороны, при применении аддитивных технологий основными способами управления физико-химическими свойствами сплавов данной системы являются образование пересыщенных твердых растворов, а также зернограницных сегрегаций с повышенным содержанием растворенного компонента [1,2]. С другой стороны, фазовые равновесия в структурах малого объема обладают рядом характерных особенностей, которые в многокомпонентных расслаивающихся системах проявляются в существенных изменениях (в практически значимых случаях – в повышении) пределов растворимости при из-

менении характерных размеров фаз, заметном снижении верхней критической температуры растворения (ВКТР), а также в наборе специфических эффектов. Реализация таких особенностей способствует обеспечению управляемой «настройки» функциональных свойств материалов [5,6]. Настоящая работа выполнена в рамках посвященного наноразмерным структурам системы W–Cr цикла [1-4,7].

В данной работе в рамках термодинамического подхода смоделированы особенности фазового состава наночастиц системы W–Cr со структурой *core-shell* со сферической геометрией. Реальный раствор W–Cr в твердом состоянии описан в рамках полиномиальной модели Реддиха-Кистера [3]. Минимизацией функции Гиббса системы с учетом энергетического вклада всех границ раздела получены температурные зависимости равновесного состава фаз для состояний с *core*-фазой на основе W и Cr. Показано, что в отличие от структур в макроскопическом состоянии, различным взаимным расположениям фаз в *core-shell*-структуре соответствуют различные величины растворимостей, равновесных объемных долей фаз, верхних критических температур растворения, при этом одно из состояний становится метастабильным. Наряду со значительными отклонениями величин взаимных растворимо-

стей компонентов от соответствующих значений для макроразмерных структур, продемонстрирован специфический эффект исходного состава [7]. Данный эффект заключается в том, что, в отличие от систем в макроскопическом состоянии, не только объемная доля сосуществующих фаз, но и их равновесный состав существенно варьируются в зависимости от исходного состава системы (эффект также наблюдался при рассмотрении иного типа фазовых превращений [8], а также систем другой природы [9,10]). Пример полученных результатов приведен на рис. 1, где представлены зависимости от температуры предела растворимости Cr в W (в ат. %) для наночастиц диаметром 40 нм, содержащих различную долю Cr (x), в состоянии, где *core*-фаза образована раствором на основе W. Сплошной линией приведена кривая для макроразмерных фаз. Растворимость Cr в W оказывается существенно выше «справочных» значений для макрофаз для частиц всех рассмотренных составов. Вертикальными пунктирами отмечены температуры, при которых минимум функции Гиббса, соответствующий рассматриваемому гетерогенному состоянию, исчезает, переходя в положение, отвечающее гомогенному состоянию без распада раствора. Для двух различных гетерогенных состояний структуры *core-shell*, различающихся взаимным расположением сосуществующих фаз, получены величины ВКТР в каждом из состояний. Например, на рис. 1 (в) в [7] ВКТР для состояния с *core*-фазой на основе W приведены круглыми маркерами, для состояния с *core*-фазой на основе Cr – треугольными, сплошная линия соответствует диаграмме равновесия для макроразмерных фаз. Выше своего ВКТР состояние с *core*-фазой на основе W переходит в гомогенное и сосуществует с другим гетерогенным состоянием. Выше ВКТР для состояния с *core*-фазой на основе Cr гомогенное состояние становится единственным устойчивым в системе. Описана термодинамическая интерпретация полученных закономерностей на основе трех возможных механизмов понижения свободной энергии системы (*volume-controlled segregation*, *surface-energy-controlled segregation* и *suppression* в терминологии работы [1]). Там же [1] рассмотрен вопрос применимости термодинамического подхода.

1. Shishulin A.V., Potapov A.A., Shishulina A.V. // Eur. phys. tech. j. 2023. V. 20. №4(46). P. 125-132.
2. Шишулин А.В., Шишулина А.В. // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур, наноматериалов. 2019. №11. С. 380-388.
3. Шишулин А.В., Федосеев В.Б. // Неорганические материалы. 2018. Т. 54. №6. С. 574-578.
4. Шишулин А.В., Федосеев В.Б. // Неорганические материалы. 2019. Т. 55. №1. С. 16-20.
5. Shishulin A.V., Potapov A.A., Shishulina A.V. In: Springer Proceedings in Complexity. Ed. by C.H. Skiadas, Y. Dimotikalis. Cham: Springer. 2022. P. 421-432.
6. Шишулин А.В., В.Б. Федосеев // Кинетика и катализ. 2019. Т. 60. №3. С. 334-338.
7. Шишулин А.В., Шишулина А.В. // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур, наноматериалов. 2023. №15. С. 299-307.
8. Шишулин А.В., Шишулина А.В. // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур, наноматериалов. 2024. №15. С. 427-436.
9. Shishulin A.V., Shishulina A.V. // J. eng. phys. thermophys. 2022. V. 95. №6. P. 1374-1382.
10. Шишулин А.В. Дисс....канд. хим. наук. Нижний Новгород, 2023. 126 с.

СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА Cu–50ат.%Au, УПОРЯДОЧЕННОГО ВО ВНЕШНЕМ СИЛОВОМ ПОЛЕ

Волков А.Ю., Подгорбунская П.О., Казанцев В.А., Пацелов А.М.

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

Целенаправленное изменение физико-механических свойств путем управления формированием структуры – является одной из основных задач материаловедения. Примером такого подхода является проведение фазового превращения беспорядок→порядок в образцах золотомедных сплавов, находящихся во внешнем силовом поле. Целью данной работы являлось изучение микроструктуры, анализ текстуры и выяснение деформационного поведения образцов эквивалентного сплава Cu–50 ат.%Au, упорядоченных в поле сжимающих и растягивающих напряжений.

Исследование проводилось на проволочных образцах Ø1,5 мм эквивалентного сплава Cu–50 ат.%Au (или: 75,2 масс.% Au). Атомно-упорядоченное состояние получали с помощью медленного (12 град/час) охлаждения образцов от 500°C до комнатной температуры. В процессе атомного упорядочения образцы исследуемого сплава находились под растягивающим напряжением 20 и 40 МПа. Для этих экспериментов были изготовлены миниатюрные захваты, которые вместе с образцом и силовой пружиной помещались в кварцевую трубу. Кроме того, изучалось формирование структуры и свойств образцов, упорядоченных под сжимающей нагрузкой 10 и 20 МПа. Все термообработки проводились в вакууме. Для анализа текстуры использовались РСА-данные, полученные с боковой поверхности и торца проволоки. Дилатометрическое исследование проводилось в продольном и поперечном направлениях, что впервые позволило построить температурную зависимость изменения объема образцов при нагреве. Изменение прочностных свойств образцов выясняли путем проведения механических испытаний на растяжение. Для резистометрических исследований использовалась тонкая проволока Ø0,25 мм.

Исследованием установлено формирование текстуры в образцах под влиянием внешней нагрузки. Приложение сжимающего напряжения вызывает рост коротких *c*-осей упорядоченной решетки вдоль направления действия силы. В свою очередь, под влиянием растяжения все *c*-оси залегают в плоскости поперечного сечения образцов. Установлено, что под влиянием растягивающей нагрузки 20 МПа образец вытягивается на ~3%; увеличение нагрузки до 40 МПа приводит к удлинению образца на ~15,5%. Сделан вывод, что в ходе термообработки одновременно с перестройкой кристаллической структуры с ГЦК-неупорядоченной в тетрагональную сверхструктуру типа L1₀ реализуется еще один диффузионный процесс: эффект ползучести.

При проведении механических испытаний на растяжение обнаружено, что упорядочение в условиях сжимающих напряжений приводит к некоторому повышению прочностных свойств. Образцы, упорядоченные в условиях растягивающего напряжения, имеют пониженную прочность, однако их пластичность заметно возрастает. Обнаружено, что формирование упорядоченной структуры в условиях внешних сил повышает температуру фазового превращения и изменяет температурную стабильность упорядоченных фаз.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

СИНТЕЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Al_2Pt

Волкова Е.Г., Волков А.Ю.

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

Интерметаллид Al_2Pt нашел применение в качестве термостойкого покрытия в аэрокосмической технике. Однако получение его традиционным методом плавки сильно затруднено вследствие большой разницы температуры плавления компонентов. Целью этой работы являлось получение интерметаллида Al_2Pt с использованием методов механосинтеза: кручение смеси опилок исходных металлов под высоким давлением (КВД) или их помол в шаровой мельнице (ПШМ).

Опилки платины и алюминия смешивали в пропорции, соответствующей Al_2Pt стехиометрии. Методами растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии исследована структура синтезированного продукта. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре DMAX 2200 (Rigaku). Исследованием установлено, что наилучшие результаты синтеза получены с помощью метода ПШМ. На начальном этапе помола фиксируется появление фазы Al_6Pt . После 2 ч помола на рентгеновской дифрактограмме выявлены слабые отражения Pt и видны широкие размытые пики интерметаллида Al_2Pt . После 4 и 8 ч помола фиксируются только отражения Al_2Pt (рис. 1а). Можно отметить наличие на рентгенограмме гало от аморфной фазы вблизи малых углов. На поверхности полученного порошка обнаружено присутствие Fe, что обусловлено износом стальной гарнитуры мельницы в процессе помола. Исследования методом ПЭМ проведены для порошка после помола в течение 8 час. Результаты ПЭМ подтверждают наличие аморфной фазы. Фиксируется контраст, характерный для аморфной структуры (чередование светлых и темных участков), картина микродифракции содержит размытые диффузные кольца, на которых присутствуют очень слабые рефлекссы. В аморфной матрице светятся отдельные частицы интерметаллидной фазы. На рис. 1б показан участок с частицами интерметаллида: темнопольный снимок, картина микродифракции и гистограмма распределения зерен по размерам для данного участка. Средний размер зерна – 11 нм, максимум приходится на частицы, не превышающие 5 нм.

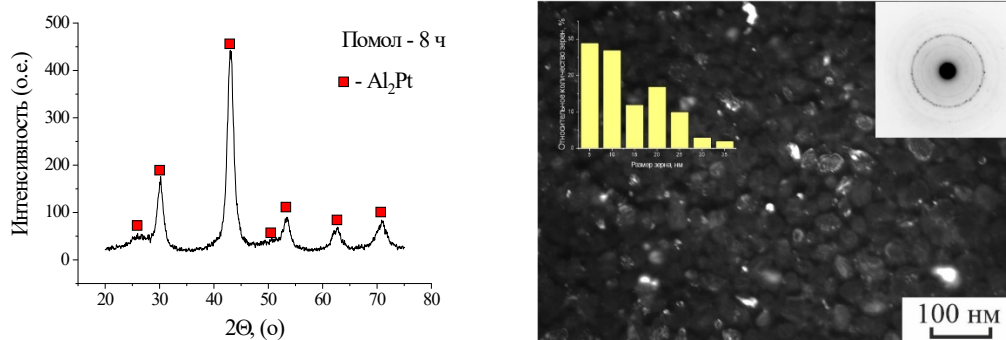


Рис. 1. Дифрактограмма порошка после 8 ч помола (а), темнопольное изображение частиц интерметаллида Al_2Pt , помол 8 ч, картина микродифракции и гистограмма распределения зерен по размерам

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

АЛЮМОМАТРИЧНЫЕ ДИСПЕРСНО-НАПОЛНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ РАБОЧИХ ПОКРЫТИЙ УЗЛОВ ТРЕНИЯ

Быков П.А.¹, Кобелева Л.И.¹, Калашников И.Е.¹, Михеев Р.С.²

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

² Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,
Москва, Россия, mikheev.roman@mail.ru

Антифрикционные алюминиевые сплавы системы Al-Sn успешно заменяют дорогостоящие металлические материалы на основе баббита или свинцовой бронзы при применении в качестве рабочего покрытия биметаллических подшипников скольжения. Несмотря на удовлетворительную коррозионную стойкость, малый удельный вес, сопоставимую с баббитами износостойкость при повышенной удельной напряженности, а также лучшую задиростойкость по сравнению со свинцовыми бронзами, несущая способность сплавов системы Al-Sn ограничена [1]. Поэтому разработка и применение новых составов дисперсно-наполненных композиционных материалов (КМ) на их основе представляет практический интерес [2]. Причем, с целью обеспечения возможности применения процессов дуговой наплавки для нанесения рабочих покрытий узлов трения при их изготовлении или проведении ремонтных работ, особое значение приобретает создание присадочных КМ, например в форме прутков, чему и посвящена настоящая работа.

В качестве матричного применяли антифрикционный алюминиевый сплав системы Al-Sn марки АО6-1 (5,0–7,0% Sn; 0,7–1,3 Cu; 0,7–1,3 Ni; Al — остальное по ГОСТ 14113). Армирующими компонентами и модифицирующими добавками, обеспечивающими эффекты упрочнения и модифицирования структуры матричного сплава, служили частицы карбидов кремния и титана (SiC и TiC) средним размером 40 мкм и 0,7 мкм соответственно (изготовитель - ООО «Метсинтез»). Предельная доля армирующих частиц и модифицирующих добавок составляла 10 масс.% и 1 масс.% соответственно. При превышении указанных значений процесс эксплуатации изделий с рабочими покрытиями из КМ будет сопровождаться интенсивным изнашиванием сопряженных деталей [3].

Присадочные материалы из КМ в форме прутков круглого сечения были изготовлены процессом экструзии порошковой смеси [4]. Полученные прутки из КМ по своим геометрическим размерам соответствовали требованиям ГОСТ 21449: диаметр 3 мм, длина 350 мм, и обладали гладкой поверхностью при отсутствии характерных дефектов (пор, пузырей, ожогов и т. д.) (рис.1, а).

Исследования структуры и фазового состава изготовленных прутков из КМ средствами электронной микроскопии показали, что излом подобных материалов характеризуется морфологически единой поверхностью разрушения (рис.1, б). Принципиальных отличий в характере разрушения периферийной и центральной областях изготовленных прутков из КМ не обнаружено. Излом имеет типичный для дисперсно-наполненных композиционных материалов смешанный характер разрушения, проявляющийся в хаотичном чередовании вязкого разрушения по механизму отрыва и сдвига с проявлениями хрупкого разрушения в виде скола [5]. Следует отметить, что армирующие компоненты SiC были обнаружены и на дне некоторых ямок вязкого разрушения (рис.1, б).

Результаты энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии поверхностей излома изготовленных прутков из КМ показывают, что присадочные материалы со-

храняют заданный код армирования, т.е. в их составе присутствуют армирующие компоненты и модифицирующие добавки (рис. 1, в). Различие в количественных значениях поэлементного энергодисперсионного анализа в исследованных периферийной и центральной областях полученных прутков из КМ не превышает 3%, что позволяет считать их состав однородным, а распределение наполнителей удовлетворительным.

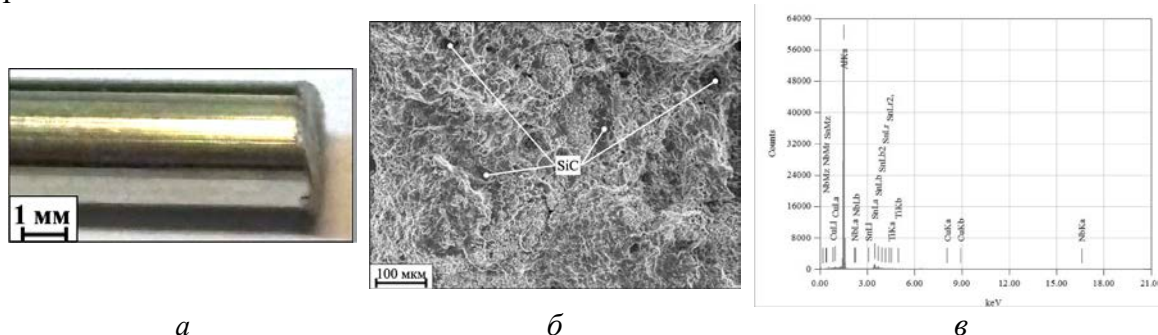


Рис. 1. Характерные внешний вид (а), поверхность излома (б),

а также результаты энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (в) изготовленных присадочных прутков из КМ.

Таким образом, в настоящей работе процессом экструзии порошковых смесей изготовлены присадочные композиционные материалы на основе сплава АО6-1, дисперсно-наполненные 10 масс.% частиц карбида кремния и 1 масс.% карбида титана средним размером 40 и 0,7 мкм соответственно. Показано, что выбранные технологические параметры процесса экструзии позволяют получать присадочные материалы в форме прутков круглого сечения стандартного размера (диаметр 3 мм и длина 350 мм), характеризующихся гладкой и бездефектной поверхностью. Установлено, что изготовленные присадочные прутки из КМ обладают однородным составом и характеризуются удовлетворительным распределением наполнителей в виде армирующих частиц и модифицирующих добавок. Полученные алюмоматричные дисперсно-наполненные композиционные материалы представляют интерес и могут быть применены в экономичных и высокопроизводительных процессах дуговой наплавки при формировании рабочего антифрикционного слоя на этапах изготовления и планового ремонта узлов трения широкой номенклатуры.

1. Повышение износостойкости узлов скольжения технологических машин / Е.А. Панфилов [и др.] // Вестник машиностроения. - 2022. - № 4. - С. 38-42.
2. Луц А.Р. Микроструктура и фазовый состав композиционных материалов Al-10%TiC, легированных медью // Известия Волгоградского технического университета. - 2025. - № 2. - С. 28-34.
3. 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.
4. Технологические режимы получения и свойства наплавочных прутков и антифрикционных покрытий из композиционного материала на основе сплава системы SnSbCu / И.Е. Калашников [и др.] // Физика и химия обработки материалов. - 2018. - № 1. - С. 33-41.
5. 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.

Компания NEWTONS — группа специалистов и Ваш надёжный партнёр.

ООО «НЬЮТОНС» является производителем испытательного и аналитического оборудования, комплексных решений для проведения физико-механических испытаний и структурного анализа материалов и компонентов.

Электронные микроскопы:

- просвечивающие NT-120F;
- двухлучевые системы DB-500;
- сканирующие - от простых (NT2000/NT3200) до универсальных (NT4000) и уникальных (NT5000, NT5000X).



Оптические микроскопы:

- инвертированные;
- инспекционные;
- поляризационные;
- прямые;
- стереоскопические
- цифровые



Сервогидравлические машины для испытания материалов:

- испытания на малоцикловую (LCF) и многоцикловую (HCF) усталость
- исследования механики разрушения (K1C, CTOD, J-интеграл)
- растяжение, сжатие, изгиб и др.



Подготовка проб для оптической и электронной микроскопии

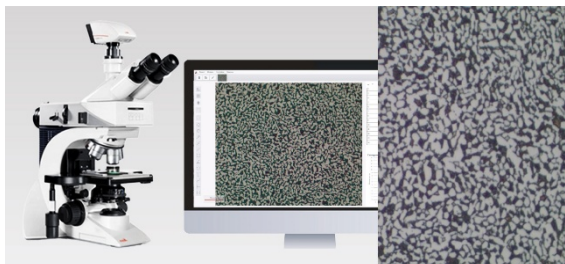
- установки ионного травления;
- станки для прецизионной резки, шлифования и полирования;
- сушка в критической точке;
- установки для напыления покрытий.





Система анализа микроструктуры объектов AXALIT Metal

Система анализа микроструктуры объектов (далее – CAMO) AXALIT – комплекс специализированного оборудования для проведения быстрых и качественных металлографических исследований.



CAMO AXALIT состоит из **оптического микроскопа, цифровой видеокамеры, персонального компьютера и программного обеспечения AXALIT.**

Компания «АКСАЛИТ» осуществляет поставку всех составляющих CAMO AXALIT как вместе, так и отдельно.

Программное обеспечение для анализа изображений AXALIT

Предназначено для непрерывного анализа и контроля характеристик выпускаемой продукции. С помощью программного обеспечения пользователь может:

- Снимать и хранить изображения;
- Снимать панорамы из неограниченного количества полей зрения по осям XY;
- Производить автоматическую фокусировку по оси Z;
- Редактировать полученные изображения;
- Проводить ручные и автоматические измерения на изображениях;
- Проводить ручные измерения на видеопотоке;
- Получать статистику по проведённым измерениям;
- Экспортировать готовые отчёты в удобном формате Word, Excel, PDF или CSV;
- Настраивать бланк отчёта под себя;
- Настраивать интерфейс на свой вкус – цвет, размер шрифтов, линий, линеек, масштабных отрезков и др.

Благодаря специализированным модулям **ПО AXALIT Metal**, разработанным для металлургической отрасли, пользователи могут анализировать структуру [алюминия](#), [стали](#), [титана](#) и [чугуна](#).



Программное обеспечение AXALIT соответствует всем нормам и стандартам, действующим на территории России, свидетельство №12.0001.1913.

Подберём программное обеспечение под ваши задачи!

Получите бесплатную консультацию у нашего менеджера:

8 (800) 250-54-40

info@axalit.ru

ВАРИАЦИИ КОЭФФИЦИЕНТА ПЛАСТИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ Al

Баранникова С.А., Лаврентьева П.В.

*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, Томск, Россия*
bsa@ispms.ru

Введение

Для исключения возможных дефектов изделий при обработке давлением необходимо внедрение средств неразрушающего контроля свойств деформируемого металла [1], характеризующих его пригодность для технологических операций. Использование методов двухэкспозиционной спекл-фотографии и корреляции цифровых изображений очень перспективно при изучении особенностей пластической деформации материалов [2-4]. При исследовании кинетики развития очагов локализованной пластической деформации в металлах и сплавах в предложена модель, объясняющая возникновение крупномасштабных автоволновых структур пластической деформации [2, 3].

Настоящая работа посвящена исследованию температурных эффектов эволюции локальных деформаций и коэффициента поперечной деформации при одноосном растяжении образцов поликристаллов Al с использованием методики спекл-фотографии.

Материалы и методы

В качестве материала исследований использованы плоские образцы поликристаллического ГЦК металла: технически чистый алюминий (содержание Al – не менее 99,5 мас.%) с размером зерна ~ 40 мкм. Такой выбор определен возможностью реализации в Al при пластической деформации устойчивых стадий кривых течения $\sigma(\epsilon)$, определяемых специфическими микромеханизмами пластического течения [1, 5].

Образцы с размерами рабочей части $50 \times 5 \times 2$ мм растягивались на испытательной машине «Instron-1185» со скоростью $3,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в температурном интервале 170-320 К. Для получения количественной информации о развитии пластического течения, определенное методом спекл-фотографии [3] поле смещений, дифференцируется по координатам x (направление растяжения образца) и y в разные моменты времени t . Эта процедура определяет пространственное распределение и эволюцию всех компонент тензора пластической дисторсии (продольной ϵ_{xx} , поперечной ϵ_{yy} , сдвиговой ϵ_{xy} и ротационной ω_z) во времени [2, 3]. Используя данные о распределениях компонент тензора пластической дисторсии при одноосном растяжении образцов поликристаллов Al рассчитывали коэффициент поперечной деформации ν как отношение компоненты поперечной деформации ϵ_{yy} к продольной деформации ϵ_{xx} и коэффициент пластической анизотропии μ в разные моменты времени нагружения [6-8].

Результаты

Установлено, что деформационные кривые $\sigma(\epsilon)$ Al в температурном интервале 170-320 К относится к параболическому типу. Анализ распределений локальных деформаций в исследуемом температурном интервале показал, что на стадии параболического деформационного упрочнения распределения компонент локальных

удлинений ε_{xx} и сужений ε_{yy} приобретают четко выраженную периодичность с пространственным периодом $3 < \lambda < 9$ мм [9]. На зависимости изменения коэффициента нормальной пластической анизотропии с ростом общей деформации $\mu(\varepsilon)$ при комнатной температуре начальный участок пластического течения характеризуется практически постоянным значением коэффициента нормальной пластической анизотропии. На стадии параболического деформационного упрочнения наблюдается линейный рост коэффициента μ с ростом общей деформации ε . На стадии предразрушения коэффициент пластической анизотропии резко возрастает. Изменение наклона зависимости $\mu(\varepsilon)$ указывает на переход материала в деструктивное состояние и стадию предразрушения. Повышение температуры в исследуемом интервале приводит к увеличению коэффициентов поперечной деформации и температурные зависимости $\nu(T)$ при разных уровнях общей деформации имеют сигмоидальный характер.

Таким образом, расчет локальных компонент тензора пластической дисторсии с использованием методики спекл-фотографии позволяет оценивать коэффициенты поперечной деформации и нормальной пластической анизотропии в процессе нагружения поликристаллического технического алюминия. Установленные закономерности влияния деформации и температуры испытаний на эволюцию коэффициентов пластической анизотропии могут быть использованы для контроля пригодности листового проката при обработке давлением и определения степени деградации материала, а также для получения новых количественных данных о макроскопических эффектах, необходимых для развития автоволновой теории пластической деформации.

Исследования выполнены в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения СО РАН, проект FWRW-2021-0011.

1. Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы. Деформируемые сплавы. - М.: Машиностроение, 1964. 224 с.
2. Зуев Л.Б., Баранникова С.А. Автоволновая механика пластичности металлов // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2019. – № 1. – С. 49-63.
3. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Горбатенко В.В. Физика неоднородного пластического течения. – М.: Физматлит, 2024. – 316 с.
4. Vildeman V.E., Lomakin E.V., Tretiakova T.V. Yield delay and space-time inhomogeneity of plastic deformation of carbon steel // Mechanics of Solids. – 2015. – Vol. 50. – No. 4. – P. 412-420.
5. Kocks U. F. and Mecking H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case // Progress in Materials Science. – 2003. – Vol. 48. – P. 171-273.
6. Шевелев В.В., Яковлев С.П. Анизотропия листовых материалов и ее влияние на вытяжку. – М.: Машиностроение, 1972. – 133 с.
7. Носова Е.А. Структура и штампуемость алюминиевых сплавов. - М.: Эдитус, 2019. - 172 с.
8. Гречников Ф.В., Ерисов Я.А., Сурудин С.В., Петров И.Н. Исследование изменения пластической анизотропии и кристаллографической структуры на различных этапах производства листов из технического алюминия // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2020. – Т. 22. – № 2. – С. 5-10.
9. Zuev L.B., Barannikova S.A., Kolosov S.V. Localized Plasticity Autowaves Evolution in Aluminium // Russian Physics Journal. – 2023. – Vol. 66(2). – P. 186–190.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni–Cr–Al, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Лысунец М.А., Загибалова Е.А., Астапов Д.О., Астафуров С.В.,
Колубаев Е.А., Астафурова Е.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

lys.rit@ispms.ru

Электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) – один из наиболее распространенных методов изготовления покрытий и объемных деталей различного уровня сложности [1]. Несомненным достоинством этого метода является возможность получения интерметаллических соединений, востребованных в аэрокосмической промышленности. Данные соединения обладают низкой плотностью, высокими твердостью и жаропрочностью [2]. Цель работы – проанализировать механические свойства и механизмы разрушения материала, изготовленного методом ЭЛАП, перспективного для получения жаропрочных и жаростойких покрытий систем Ni–Cr–Al.

Заготовки были получены методом ЭЛАП с использованием лабораторного оборудования и программного обеспечения, разработанного в ИФПМ СО РАН [3]. Во время ЭЛАП-процесса производилась одновременно подача двух проволок: NiCr ((73-79) % Ni, (20-23) % Cr и др.) и Al ($\geq 99,5$ % Al, и др.). Предварительно было нанесено 5 барьерных слоев из проволоки NiCr. Соотношение скоростей подачи проволок составляло NiCr:Al = 3:1 (образец 3NiCr+Al). Параметры процесса подробно описаны в работе [2]. Для всех видов исследования образцы вырезали из центра заготовки. Микроструктуру и микромеханизмы разрушения образцов исследовали с помощью растрового электронного микроскопа LEO EVO 50 (РЭМ). Микротвердость по Виккерсу измеряли на микротвердомере AFFRI DM8 с нагрузкой 100 г. Механические испытания проводились на электромеханической машине LFM-125 в интервале температур 300-1273 К, с начальной скоростью деформации $5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Для исследования механических свойств образцы вырезали с осями растяжения, направленными вдоль направления роста материала (серия I) и параллельно подложке (серия II).

Образец, полученный с помощью метода ЭЛАП, обладает дендритной микроструктурой. Объемная доля дендритной фазы составляет 63 %. Согласно результатам рентгенофазового и EDS анализов, образец 3NiCr+Al – сплав на основе фаз Ni_3Al , Ni_3Cr , NiAl и $\gamma\text{-Ni}$ [2]. Среднее значение микротвердости образца составило 4,3 ГПа. На рис.1 и рис.2 представлены результаты испытаний образца 3NiCr+Al на одноосное растяжение и механические свойства.

В интервале температур 300-1273 К значения предела текучести образцов двух серий различаются незначительно. Однако различия в значениях пластичности при $T > 1073 \text{ К}$ могут достигать 60 %, что связано с особенностями дендритной структуры полученного материала [2, 3]. Независимо от ориентации образцов в заготовке, наилучшее сочетание их прочности и пластичности достигнуто в интервале температур 673-873 К [4].

При $T \leq 873 \text{ К}$ образцы серий I и II разрушаются преимущественно хрупко с элементами вязкого излома. Образование сколов вызвано разрушением фаз Ni_3Al , Ni_3Cr и NiAl, а образование элементов вязкого излома обусловлено дорывом областей, где преобладает ГЦК-фаза на основе никеля.

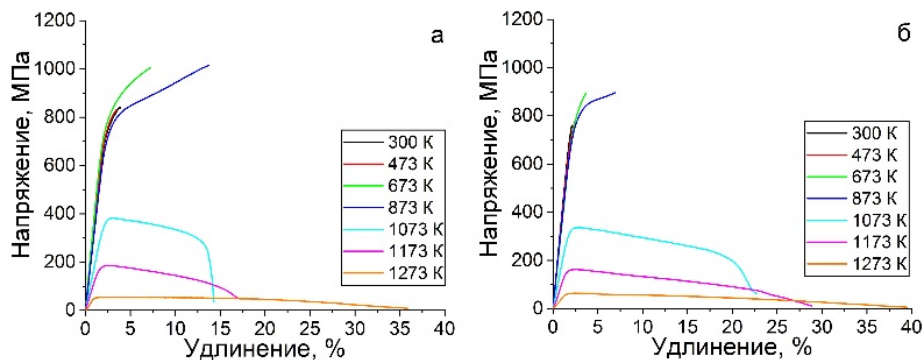


Рис. 1. Диаграммы растяжения образцов 3NiCr+Al: а – серия I; б – серия II

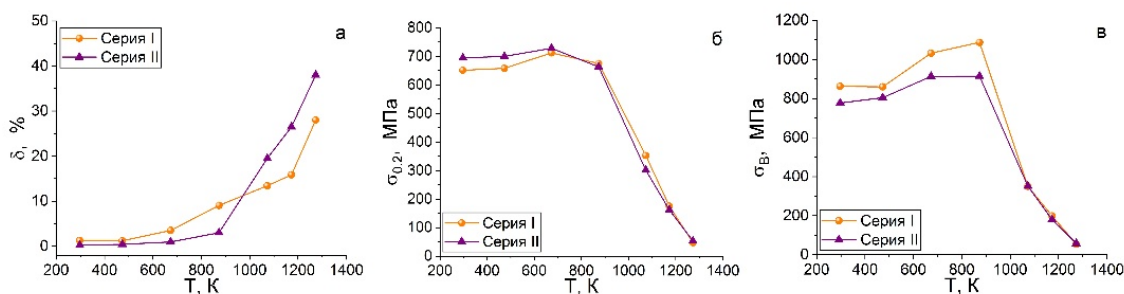


Рис. 2. Температурная зависимость механических свойств сплава 3NiCr+Al: а – удлинение до разрушения; б – предел текучести; в – предел прочности [3]

При температурах выше 873 К образец разрушается вязко с образованием ямочного излома на поверхностях разрушения. Площадь поперечного сечения образца уменьшается на 51 %. Независимо от температуры испытания, на боковой поверхности образцов заметны следы пластической деформации.

Таким образом, аддитивно выращенная заготовка имеет незначительную анизотропию механических свойств, что связано с особенностями структуры материала, а микромеханизмы разрушения не зависят от ориентации образца в заготовке. При повышении температуры испытания характер разрушения образца изменяется. Формирование фаз Ni_3Al , Ni_3Cr и NiAl ответственно за хрупкое разрушение материала вплоть до температуры 873 К.

Исследование проведено в рамках проекта государственного задания FWRW-2022-0005. Результаты получены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН. Авторы выражают благодарность к.ф.-м.н. В. Е. Рубцову и к.ф.-м.н. С. Ю. Никонову.

1. Фролова А.Б., Шигапов А.И. История, текущее состояние и перспективы развития аддитивных технологий // Научные известия. – 2022. – №29. – С. 198–202.
2. Astafurova E.G., Zagibalova E.A., Astapov D.O., Lysunets M.A., Astafurov S.V., Kolubaev E.A., Microstructure and phase composition of Ni-Cr-Al-based intermetallics obtained by a dual-wire electron beam additive manufacturing // Russian Physics Journal. – 2024. – V. 67. – P. 1125-1132.
3. Астафурова Е.Г., Астапов Д.О., Загибалова Е.А., Астафуров С.В., Колубаев Е.А. Анизотропия механических свойств интерметаллида системы Ni–Al–Cr, полученного методом двухпроволочного аддитивного производства // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2024. Т. 21, № 4. С. 428–439. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.04.003.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ ПРИ 580 °С НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ 12%-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Полехина Н.А.¹, Осипова В.В.¹, Аккузин С.А.¹, Литовченко И.Ю.¹,
Спиридонова К.В.¹, Чернов В.М.², Леонтьева-Смирнова М.В.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия

nar@ispms.ru

Исследованы особенности изменения микроструктуры, кратковременных механических свойств на растяжение и микротвердость перспективной жаропрочной 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали 16X12МВСФБР (типа ЭП-823) после старения при 580 °С в течение 5000 ч.

Как и в исходном состоянии, сталь имеет иерархически организованную структуру. Методами оптической металлографии на травленных шлифах после старения обнаружены практически равноосные зерна бывшего аустенита размерами $\approx 14,7$ мкм, что сравнимо с их размерами в исходном состоянии стали. При этом в результате старения наблюдается некоторое увеличение размеров зерен и субзерен феррита. Кроме того, происходит перестраивание дислокационной структуры стали. Наблюдается заметное (в $\approx 1,6$ раз) снижение скалярной плотности дислокаций до $\rho \approx (3,8 - 3,9) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Дислокации «леса» упорядочиваются, выстраиваются в дислокационные стенки, формируя новые малоугловые границы.

Исследования методом рентгеноструктурного анализа показали, что старение стали приводит к уменьшению параметра ее кристаллической решетки на 0,0028 Å, снижению (в ≈ 6 раз) значений микроискажений кристаллической решетки и незначительному увеличению (в $\approx 1,3 - 1,4$ раза) размеров областей когерентного рассеяния.

Исследования методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии свидетельствуют о том, что старение при 580 °С в течение 5000 ч приводит к существенным изменениям гетерофазной структуры стали – появлению конгломератов частиц новой фазы (помимо присутствующих в исходном состоянии карбидов M_{23}C_6 и карбонитридов МХ). Анализ микродифракционных картин свидетельствует о том, что наблюдаемые частицы являются интерметаллидами фазы Лавеса типа Fe_2Mo с ГПУ решеткой (C14 тип). ЭДС анализ показал, что эти частицы имеют сложный элементный состав – они представляют собой твердый раствор таких элементов как Mo, Fe, Cr, W и других.

Согласно результатам статистического анализа, после старения происходит выделение достаточно мелких частиц (размерами ≤ 100 нм) и увеличение доли частиц размерами 200 – 250 нм, по сравнению с исходным состоянием стали. Средний размер частиц вторых фаз при этом составляет ≈ 219 нм, что сравнимо с исходным состоянием стали. Численная плотность выделений возрастает (до $2,43 \text{ мкм}^{-2}$). Их объемная доля при этом достигает $\approx 2,75$ %.

Для частиц фазы Лавеса характерно гетерогенное зарождение на дефектах разного типа. Они главным образом формируются на выделившихся ранее зернограницных частицах M_{23}C_6 и на границах структурных элементов (рис. 1). В последнем случае обсуждаемые частицы представляют собой прерывистую цепочку из неравноосных (линзовидных) выделений. Их поперечный размер как правило не превышает ≈ 100 нм, а длина может достигать ≈ 600 нм.

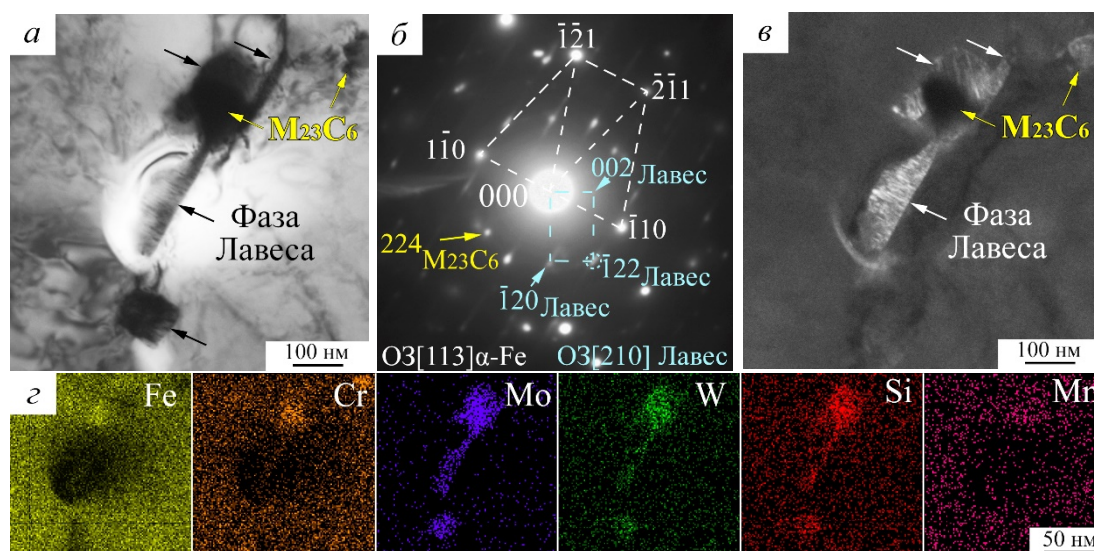


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры стали после старения при 580 °С в течение 5000 ч: *а* – светлопольное изображение частиц вторых фаз; *б* – соответствующая картина микродифракции; *в* – темнопольное изображение в рефлексе фазы Лавеса; *г* – ЭДС-карты.

Частицы фазы Лавеса зачастую содержат дефекты их кристаллического строения. Внутри частиц наблюдаются плоские дефекты толщиной от нескольких нм до $\approx 0,5$ нм. Наличие таких дефектов отражается на дифракционных картинах в виде вытянутых тяжей в окрестности рефлексов фазы Лавеса.

Отметим, что после старения стали как размеры, так и объемная доля частиц МХ остаются практически неизменными.

Механические испытания на растяжение показали (Табл. 1), что при $T = 20$ °С значения пределов текучести и прочности снижаются (на $\approx 60 - 100$ МПа), по сравнению с ее исходным состоянием.

Таблица 1. Механические свойства на растяжение и микротвердость (H_μ) стали

Структурное состояние	Температура испытаний, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	H_μ , ГПа
Исходное состояние	20	637 ± 5	875 ± 11	$19,8 \pm 1,3$	$2,32 \pm 0,07$
	580	317 ± 6	376 ± 2	$26,4 \pm 1,7$	–
	650	248 ± 1	268 ± 1	$42,3 \pm 0,3$	–
Старение при 580 °С 5000 ч	20	579 ± 4	775 ± 9	$14,1 \pm 2,1$	$2,52 \pm 0,06$
	580	326 ± 3	381 ± 8	$19,6 \pm 2,7$	–
	650	243 ± 4	277 ± 7	$20,9 \pm 1,4$	–

При повышенных температурах испытаний ($T = 580$ и 650 °С, Табл. 1) прочностные свойства стали либо незначительно возрастают, либо остаются практически неизменными, что свидетельствует о ее хорошей термической стабильности. Значение микротвердости после старения стали возрастает на ≈ 200 МПа (Табл. 1) относительно исходного состояния.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00431, <https://rscf.ru/project/24-29-00431/>.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТЬ КОНСОЛИДИРОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ 12%-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Полехина Н.А.¹, Тимошов И.С.^{1,2}, Осипова В.В.¹,
Литовченко И.Ю.¹, Ваулина О.Ю.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²Национальный исследовательский Томский политехнический
университет, Томск, Россия

nap@ispms.ru

Исследованы особенности микроструктуры и механических характеристик жаропрочной 12 % хромистой ферритно-мартенситной стали 15Cr11MnWSiVNbB, полученной методом порошковой металлургии для потенциального применения в высокотемпературных конструкциях, включая элементы реакторов нового поколения.

Цилиндрические образцы стали готовили спеканием прессованного порошка, смешанного из отдельных элементов стали (рис. 1). Плотность полученных образцов составляет $\approx 8,0$ г/см³, а их пористость не превышает 5 %. Рентгеноструктурный анализ свидетельствует об однофазности полученных образцов (α -Fe). Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, сталь имеет ферритно-мартенситную структуру с шириной ламелей 0,1-1 мкм и плотностью дислокаций $\rho \approx 2 \times 10^{11}$ см⁻². Локально обнаруживаются зерна с сильно деформированной микроструктурой. Вероятно, их формирование обусловлено деформацией исходной порошковой смеси в ходе перемешивания и/или прессования. Кроме того, наблюдаются отдельные частицы карбида цементитного типа и прослойки остаточного аустенита по границам зерен и субзерен. Локальный энергодисперсионный микроанализ свидетельствует о наличии неоднородности в распределении некоторых легирующих элементов в различных областях образца (к примеру, Cr и Ni). Обнаружен разброс значений микротвердости (от 0,84 до 4,32 ГПа), при этом ее среднее значение составляет $\approx 2,08$ ГПа.

Для получения более однородного твердого раствора и исключения пористости необходима оптимизации режимов перемешивания и спекания образцов стали.

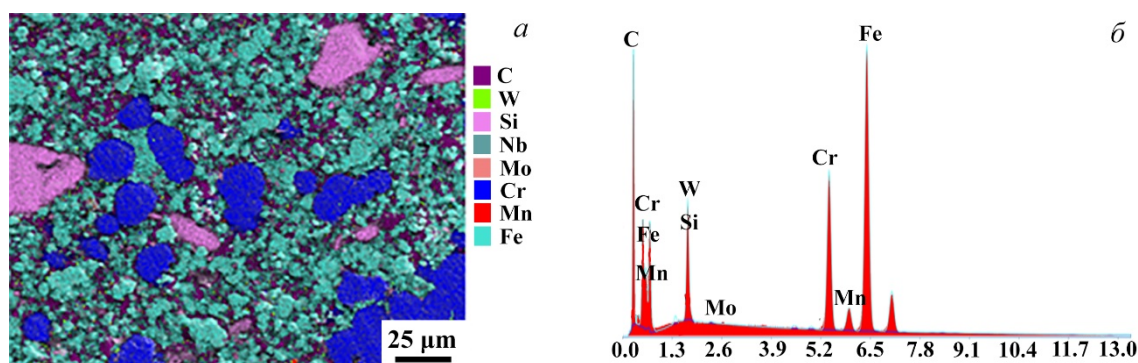


Рис 1. ЭДС-карта (а) и спектр (б) смешанного порошка стали

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПРОВОЛОЧНОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ПОДЛОЖКЕ $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$ (АТ.%)

Ким А.В., Жапова Д.Ю., Круковский К.В., Мартынов С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

kim.a.v@ispms.ru

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) нашли широкое применение в технике и медицине. Активно разрабатываемые методы аддитивного производства могут позволить расширить ассортимент возможных устройств и конструкций из сплавов на основе TiNi . В настоящее время одним из перспективных методов аддитивного производства является метод электронно-лучевого проволочного аддитивного производства (ЭЛАП). Использование метода ЭЛАП позволяет избежать загрязнения атомами кислорода, азота и углерода и получать образцы сплавов на основе никелида титана (TiNi) с необходимым фазовым составом. Создание образцов из сплавов на основе TiNi , полученных методом ЭЛАП, обладающих мартенситными превращениями и высокими значениями неупругих свойств, является актуальной задачей, так как позволит создавать персонифицированные эндопротезы со свойствами, близкими к тканям человека.

В работе проведено исследование структурно-фазового состояния и механических свойств сплава на основе никелида титана, напечатанного методом ЭЛАП проволокой $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$ (ат.%) на подложке сплава $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$ (ат.%). Диаметр проволоки $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$ (ат.%) составлял 2.0 мм. Толщина пластины подложки $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$ (ат.%) составляла 5 мм. Напечатанные образцы имели размеры: $\sim 17 \times 29 \times 25 \text{ мм}^3$.

Показано, что в напечатанных образцах формируется неоднородная зеренная структура: крупные вытянутые зерна формируются вблизи подложки ($\sim 1 \text{ мм}$) и в верхней части (15 мм от подложки) образца (размером от ~ 150 до 500 мкм параллельно подложке и $500\text{-}2000 \text{ мкм}$ в поперечном сечении). Установлено, что независимо от расстояния от подложки все исследованные образцы при комнатной температуре находятся в состоянии В2 фазы. Параметр решетки В2-фазы составляет $a_{\text{В2}} = (3.0127 \pm 0.0003) \text{ \AA}$, $a_{\text{В2}} = (3.0125 \pm 0.0003) \text{ \AA}$ и $a_{\text{В2}} = (3.0124 \pm 0.0003) \text{ \AA}$, для образцов вырезанных из области на расстоянии 1 мм, 7 мм и 15 мм от подложки, соответственно. Такой параметр решетки соответствует химическому составу двойного сплава на основе никелида титана с содержанием никеля 50.6-50.7 ат.%.

При охлаждении и нагреве в исследованных образцах наблюдается только мартенситное превращение (МП) $\text{В2} \leftrightarrow \text{В19}'$. Температуры начала и конца прямого МП $\text{В2} \rightarrow \text{В19}'$ составляют $M_{\text{Н}} = 7^\circ\text{C}$ и $M_{\text{К}} = -27^\circ\text{C}$, $M_{\text{Н}} = 7^\circ\text{C}$ и $M_{\text{К}} = -44^\circ\text{C}$, $M_{\text{Н}} = 10^\circ\text{C}$ и $M_{\text{К}} = -40^\circ\text{C}$, для образцов, вырезанных из области на расстоянии 1 мм, 7 мм и 15 мм от подложки, соответственно. Температуры конца обратного МП $\text{В19}' \rightarrow \text{В2}$ составляют $A_{\text{К}} = 23^\circ\text{C}$, $A_{\text{К}} = 21^\circ\text{C}$ и $A_{\text{К}} = 37^\circ\text{C}$, для образцов, вырезанных из области на расстоянии 1 мм, 7 мм и 15 мм от подложки, соответственно. При испытаниях на растяжение образцы, вырезанные из области у подложки, демонстрировали площадку псевдотекучести. Величина удлинения до разрушения в напечатанных образцах составляла 43%, 36% и 25%, соответственно для образцов, вырезанных из области на расстоянии 1 мм, 7 мм и 15 мм от подложки.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ №24-29-00598.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОХАРАКТЕРИСТИК АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Al-TiC-C, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС

Умеров Э.Р., Латухин Е.И., Амосов А.П., Качура А.Д., Каракич Е.А.,
Кадымов Ш.А., Растегаев И.А., Афанасьев М.А.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
umeroff2017@yandex.ru

В последние годы особый интерес вызывают самосмазывающиеся алюмоматричные композиты (АМК) на основе карбида титана (TiC), содержащие углеродные компоненты. Одной из главных проблем при получении таких материалов остаётся слабая адгезия между металлической матрицей и смазывающими включениями, что ограничивает эксплуатационные характеристики. Предлагаемый подход базируется на использовании самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с последующей самопроизвольной инфильтрацией расплава алюминиевых сплавов, обеспечивающим формирование самосмазывающихся керметов с пониженной энергоёмкостью и повышенной структурной целостностью [1, 2]. В работе исследованы семь композиций: Al-TiC, Al-TiC-C(графит), Al-TiC-C(углеволокно), Al-Cu, Al-Si, Al-Cu-TiC-C(графит), Al-Si-TiC-C(графит). Материалы получены методом СВС с использованием порошков Ti, графита (С-2, ГМЗ) и углеволокна SYT45S. Синтезировался пористый графитосодержащий TiC каркас, который в горячем состоянии самопроизвольно инфильтрировался расплавом алюминия или его сплавов.

Полученные композиты с TiC и углеродными компонентами показали увеличение прочности на сжатие и сопротивления внедрению по сравнению с чистым Al. Наиболее выраженный упрочняющий эффект дал композит Al-Cu-TiC-C(Гр) за счёт сочетания графита и легирования Cu.

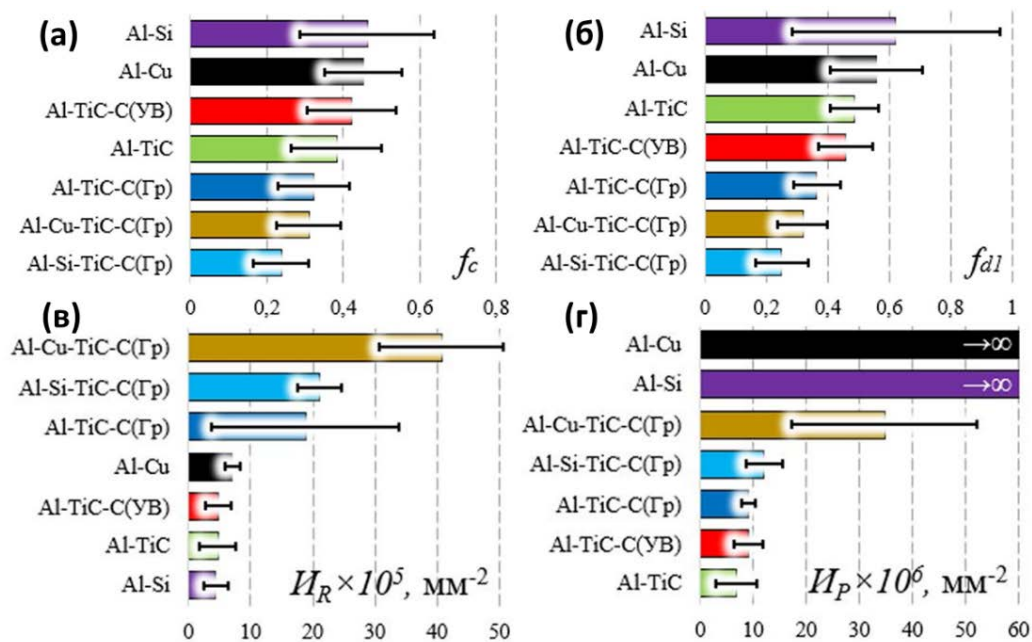


Рис. 1. Гистограммы результатов оценки статического (f_c) – (а) и динамического (f_{dl}) коэффициента трения – (б) при страгивании и начале движения стального индентора по исследуемым материалам, а также показатели износостойкости материала – (в) и стального контртела – (г)

Из рис. 1(а,б) видно, что наименьший коэффициент трения при страгивании с места (статический) и движении (динамический) с малой скоростью скольжения имеют композиты с крупными графитовыми включениями, наибольшие – без добавки углерода, а промежуточный результат показал композит с углеволокном. Кроме того, композит Al–Cu–TiC–C(Гр) продемонстрировал минимальный объёмный износ и наибольшую износостойкость, снижая износ в 10,2 раза по сравнению с Al–TiC. Углеволокно (УВ) не дало существенного эффекта: снижение износа всего в 1,08 раза. Графит без легирования снижал износ в 3 раза, но эффект усиливался при добавлении Cu или Si (рис.1 (в,г)).

Важно отметить, что наличие графита обеспечивало меньшую нестабильность трения, однако в некоторых случаях увеличивало средний и максимальный коэффициент трения. Вероятно, это связано в том, что композиты с графитом склонны к фрикционным колебаниям (stick-slip) в начальной фазе движения. Однако при движении их стабильность выше, чем у чистых сплавов Al–Cu и Al–Si.

Износ образцов преимущественно абразивно-адгезионный, особенно в вариантах с графитом, в то время как износ инденторов – абразивный. Частицы TiC выступают как основная причина интенсивного абразивного воздействия. В композитах без TiC преобладали следы пластической деформации и схватывания. Микроструктурный и термографический анализ показал, что на трековых зонах трения обнаружены налипсы Fe и Cr от стали, особенно в областях с высоким коэффициентом трения. Тепловизионный контроль показал, что композиты с графитом и TiC демонстрируют меньшую локальную тепловую нагрузку.

В настоящем докладе приводятся результаты авторов по разработке эффективной технологии получения самосмазывающихся алюмоматричных композитов с использованием СВС-инфильтрации, не требующей защитной атмосферы. Наилучшее сочетание свойств достигнуто в композиции Al–Cu–TiC–C(Гр): высокая износостойкость, стабильный коэффициент трения. Исследованные материалы соответствуют 5–6 классу износостойкости, что позволяет рекомендовать их для применения в подшипниках скольжения и сухих трибопарах. Убедительно показана перспективность легирования металлической матрицы в композитах на основе TiC–C, однако поднимается вопрос дальнейшего исследования влияния вида графита и поиска оптимальных трибоусловий (контактное давление, скорость) для обеспечения пониженного коэффициента трения за счет эффекта самосмазывания.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 24-79-10187, <https://rscf.ru/project/24-79-10187>.

1. Singh N., Belokar R.M., Walia R.S. A Critical Review on Advanced Reinforcements and Base Materials on Hybrid Metal Matrix Composites. *Silicon*. 2022;14:335–58 <https://doi.org/10.1007/s12633-020-00853-z>
2. Умеров Э.Р., Амосов А.П., Латухин Е.И., Качура А.Д., Растегаев И.А., Афанасьев М.А. Структурные, механические и трибологические особенности гибридных композитов TiC–C–Al, изготовленных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в сочетании с самопроизвольной инфильтрацией. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2025;19(2):24–38. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-2-24-38>

КОМПЛЕКСНОЕ РЕШЕНИЕ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЕ СНИЖЕНИЕ УРОВНЯ ДЕФЕКТНОСТИ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА МАРКИ Gh75-50-03

Грызунова Н.Н., Алексеев Н.С.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
gryzunova-natalja@yandex.ru

Важным направлением развития заготовительного производства является разработка и внедрение новых технологий литья и (или) способов управления качеством изготавливаемых отливок, которые позволяют минимизировать дефекты литья на ранних стадиях производственного процесса, сокращая таким образом затраты на устранение дефектов и повышая качество готовой продукции. Основные причины дефектности отливок связаны с несоответствием состава и микроструктуры чугуна. В связи с этим, уменьшения дефектности отливок добиваются за счет дополнительного введения в расплав химических элементов, например марганца [1], введения нанопорошков [2], новых модификаторов [3] или улучшения технологий модифицирования и наномодифицирования [4].

В данной работе для снижения уровня дефектности продукции «Вал коленчатый» из чугуна марки Gh75-50-03 было предложено комплексное решение, объединяющее подготовку шихтовых материалов для расплавов, введение дополнительного модификатора и корректировку самой технологии изготовления отливок.

При подготовке шихтовых материалов было изменено содержание компонентов (табл. 1) и последовательность их загрузки. При стандартном процессе загрузки шихты в печь LBSH-48 происходит спекание и зашлаковывание материалов на подине из-за последовательного введения графита и извести на дно бады, поэтому для предотвращения этого эффекта изменён порядок загрузки: известь и графит дозируются сверху на металлические составляющие и распределяются поверх всех остальных компонентов шихты.

Таблица 1. Количество шихтовых материалов в расплаве

№ п/п	Наименование компонентов шихты	Весовая составляющая компонентов шихтозавалки, кг		Нормативный документ
		существующий	предлагаемый	
1	Возврат собственного производства высокопрочного чугуна	20000	20000	–
2	Стальные пакеты 8А	24000	18000	ТТМ 2.58.1160
3	Чугун пердеальный	–	6000	ГОСТ 805
4	Ферросилиций (ФС45)	–	200	ГОСТ 1415
5	Графит измельчённый	1000	850	ТУ 1916-054-002 008 51
6	Известь комковая негашёная	400	400	ГОСТ 9179

Для изменения химического состава было предложено уменьшить количество вводимого модификатора Vermiloy 526 на 25% и ввести 16% (не предусмотренного технологическим процессом) второго модификатора Сферомат 631-1. В результате

было получено изменение химического состава (табл. 2). Увеличение кремния свидетельствует о значительном повышении графитизирующего элемента для улучшения структуры чугуна, изменение содержания марганца направлено на усиление перлитообразующего эффекта. Хром увеличен с $\geq 0,07\%$ до $\geq 0,1\%$, что положительно влияет на износостойкость материала. Значительно увеличено содержание меди, что способствует улучшению прочностных характеристик, а увеличение олова влияет на модифицирующие свойства.

Таблица 2. Химический состав чугуна марки Gh75-50-03 для отливок «Вал коленчатый»

Массовая доля содержания элементов, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Sn
Исходный хим. состав	3,6-3,8	1,4-1,5	0,2-0,5	$\geq 0,04$	$\geq 0,012$	$\geq 0,07$	$\geq 1,5$	0,20-0,50	0,01-0,04
Предлагаемый хим. состав	3,6-3,7	1,9-2,0	0,5-0,7	$\geq 0,04$	$\geq 0,015$	$\geq 0,10$	$\geq 1,5$	0,70-0,85	0,08-0,10

Предложенные изменения химического состава направлены на улучшение структуры чугуна марки Gh75-50-03 для отливок «Вал коленчатый». Особенно значительны изменения в содержании кремния, марганца и меди, что позволяет получать более стабильную структуру материала. При этом другие компоненты остаются на прежнем уровне, что говорит о сохранении базовых характеристик материала при улучшении его механических свойств.

Дополнительно была введена термовременная обработка расплава чугуна с выдержкой 20 минут в печи LFD-20 после перелива из печи LBSH-48. Установлено, что термовременная обработка расплава чугуна в сочетании с добавлением на зеркало расплава 12 кг электродного боя улучшает качество сфероидизирующего модифицирования, снижая ликвацию и окисление элементов, а также уменьшая угар углерода.

Все предложенные в комплексе меры позволили снизить дефектность отливок «Вал коленчатый» почти на шесть процентов, что подтверждено исследованиями структуры и механических свойств чугуна в отливках коленчатых валов и полным соответствием полученных характеристик требованиям нормативной документации для марки Gh75-50-03.

1. Красовский В. Н. Влияние микроструктуры и содержания марганца на механические свойства чугунов с шаровидным графитом // Проблемы прочности. - 2006. - №7. - С. 26.
2. Крушенко Г. Г., Ямских И. С., Бонченков А. А., Мишин А. С., Повышение качества чугунных отливок с помощью нанопорошков // Металлургия машиностроения. - 2002. - № 2(9). - С. 20–21.
3. Болдырев Д. А. Исследование комплексного влияния технологических параметров модифицирования конструкционных чугунов на показатели их структуры и свойств // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева 2010. № 4(83). С. 227-239.
4. Давыдов С. В. Технология наномодифицирования доменных и ваграночных чугунов // Заготовительные производства в машиностроении. - 2005. - № 2.- С. 3–9.

**ВЛИЯНИЕ ОДНООСНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
НА КОМПЛЕКС ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ
БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ ПРУТКОВЫХ
ЗАГОТОВОК ИЗ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg–Zn–Y–Mn**

Ершов Н.А., Баженов В.Е., Плегунова С.В., Комиссаров А.А.

*Университет науки и технологий МИСИС,
Москва, Россия*

Сплавы магния являются перспективными материалами в хирургии и ортопедии, так как способны резорбироваться в организме с течением времени. Добавление цинка и иттрия в определённых пропорциях способствует не только твердорастворному, но и зернограничному упрочнению за счёт образования вторичных фаз, в том числе LPSO ($Mg_{12}ZnY$) – фазы. Основной задачей марганца является подавление гальванической коррозии за счёт связывания примесных железа и никеля в менее активные интерметаллиды. Также он подавляет рост зерна в процессе динамической рекристаллизации при проведении деформационной обработки.

Исследования проводились на сплаве Mg–1,5Zn–3,6Y–0,8Mn. Плавка проводилась в печи сопротивления в защитной атмосфере $Ar+2\%SF_6$ с использованием графитового тигля. Слитки диаметром 60 мм были обработаны точением до 50 мм с последующей деформационной обработкой прессованием (горячая экструзия) при температуре 450 °C до 6 мм. Далее проводилась деформационная обработка волочением через фильеры различного диаметра с промежуточными отжигами при 350 °C в течение 10 минут. Это позволит улучшить свойства экструдированного прутка, а также позволит более эффективно использовать материал за счёт уменьшения сечения прутковой заготовки. Известно, что элементы крепления, применяемые в челюстно-лицевой хирургии (при остеосинтезе), не превышают 3 мм в диаметре.

Таким образом, получены прутки диаметрами 5,2, 4,2 и 3,3 мм, на которых проводились: металлографический анализ с использованием химического травления и оптической микроскопии, исследования механических (по ГОСТ 1497-2023) и коррозионных (по выделению водорода в растворе Хенкса) свойств. Полученные микроструктуры представлены на рисунке 1, результаты испытаний приведены в таблице 1.

В результате пластической деформации с проведением промежуточных отжигов в микроструктуре образовались двойники и линии сдвига. В материале исследования наблюдается зёрненная микроструктура, содержащая дисперсные включения, большая часть из которых являются LPSO-фазой, также присутствуют частицы α -Mn. Дисперсные вторичные фазы исследуемого сплава вытянуты вдоль направления деформации, причём основная их часть находится в теле зерна, также наблюдаются редкие локализованные по границам зёрен частицы.

Наиболее эффективным оказалось проведение деформационной обработки до 4,2 мм. Полученный прутки обладает наибольшими прочностными свойствами, предел текучести и временное сопротивление разрушению более чем в полтора раза превышают требуемые значения. Несмотря на недостаточную пластичность ($9,0 \pm 2,2$), составляющую ~90 % от требуемого минимума (10 %), проведение отжига может повысить относительное удлинение, сохранив высокие показатели прочности. Скорость коррозии $0,15 \pm 0,05$ находится в допустимом диапазоне, не превышая 0,5 мм/год.

Волочение до 5,2 мм является удовлетворительным, соответствуя всем требованиям: относительное удлинение составило $12,3 \pm 1,6$ %, достигая требуемого значения в 10 %, при этом прочностные характеристики превышали требования более, чем в 1,3 раза, а скорость коррозии ($0,18 \pm 0,03$ мм/год) находится в допустимых пределах ($< 0,50$ мм/год). При этом абсолютные значения предела текучести и временного сопротивления разрушения для прутка 5,2 мм ниже, чем для 4,2 мм, на 82 МПа и 55 МПа соответственно. Наибольший размер сечения, в том числе уменьшает эффективность применения такой обработки в качестве финального этапа производства.

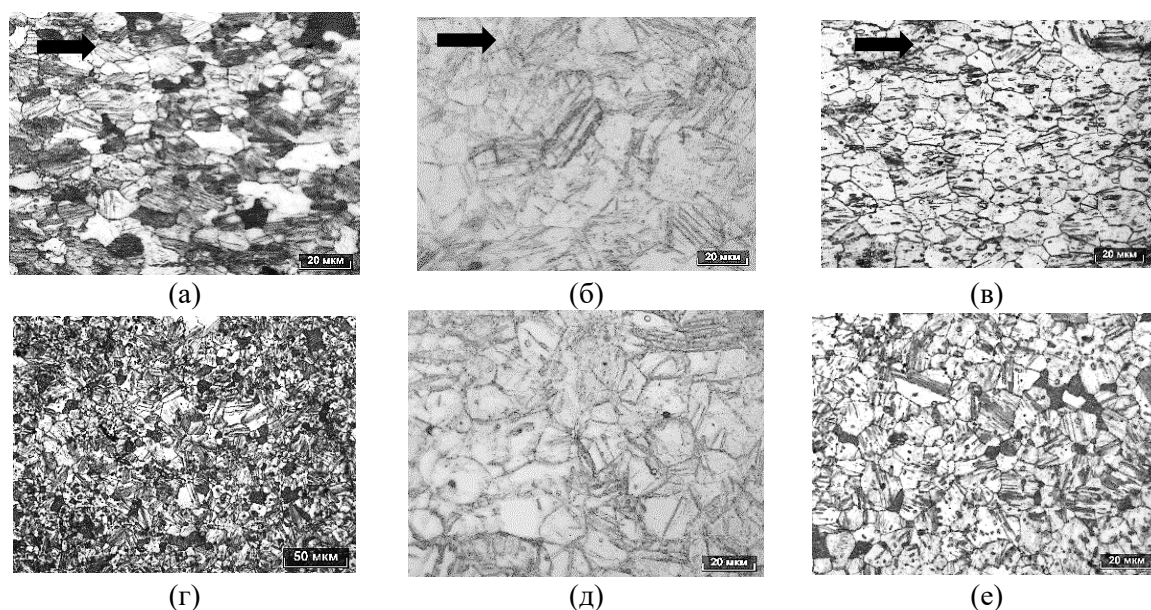


Рис. 1. Микроструктура сплава Mg–1,5Zn–3,6Y–0,8Mn: диаметр – (а), (г) 5,2 мм, (б), (д) 4,2 мм, (в), (е) 3,3 мм; сечение шлифа – (а)–(в) вдоль направления деформации (указано стрелкой), (г)–(е) поперёк направления деформации; увеличение – (а)–(в), (д), (е) 1000 крат, (г) 500 крат

Таблица 1. Свойства сплава Mg–1,5Zn–3,6Y–0,8Mn после волочения до 5,2, 4,2 и 3,3 мм

	5,2 мм	4,2 мм	3,3 мм	Требуемые свойства [1]
Размер зерна (в поперечном направлении), мкм	$8,90 \pm 0,42$	$10,04 \pm 0,56$	$7,24 \pm 0,34$	-
Размер зерна (в продольном направлении), мкм	$9,75 \pm 0,40$	$11,33 \pm 0,59$	$10,66 \pm 0,57$	-
σ_T , МПа	266 ± 5	348 ± 8	363 ± 19	> 200
σ_B , МПа	328 ± 4	383 ± 15	406 ± 16	> 250
δ , %	$12,3 \pm 1,6$	$9,0 \pm 2,2$	$5,1 \pm 1,9$	$> 10,0$
Скорость коррозии в растворе Хенкса, мм/год	$0,18 \pm 0,03$	$0,15 \pm 0,05$	$0,61 \pm 0,10$	$< 0,50$

Волочение до диаметров 3,3 мм нецелесообразно для исследуемого сплава. Несмотря на максимальные среди исследованных режимов прочностные характеристики значение относительного удлинения ($5,1 \pm 1,92$ %) не достигает требуемого минимума (10,0%), составляя приблизительно 50% от него. Скорость коррозии прутка

диаметром 3,3 мм превышает допустимый предел, с учётом низкой пластичности, что исключает возможность его применения в качестве биорезорбируемого материала.

Выполнено в рамках реализации Стратегического проекта «Биомедицинская инженерия и биоматериалы» НИТУ МИСИС (программа «Приоритет-2030»).

1. Chen Y., Xu Z., Smith C., Sankar J. Recent advances on the development of magnesium alloys for biodegradable implants // Acta Biomaterialia. – 2014. – V. 10. – I. 11. – P. 4561-4573.

МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАЗНОРОДНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЕЙ 32Г2-10Х11Н23Т3МР, ПОЛУЧЕННЫХ РОТАЦИОННОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

Приймак Е. Ю.^{1,2}, Сёмка Я.С.¹, Трушов В.А.²

¹*Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия*

²*АО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия*

elena-pijjmak@yandex.ru

Потребность современной техники в соединениях из разнородных материалов велика, например при создании биметаллических конструкций валов электродвигателей. Ротационная сварка трением является технологией, которая позволяет соединять разнородные материалы, так как процесс осуществляется в твердой фазе, что исключает образование характерных для сварки плавлением дефектов [1]. Во время ротационной сварки трением высокие температуры и деформации воздействуют на приконтактные области трубных заготовок, создавая при этом зону сопряжения и зону термомеханического влияния. Эти зоны имеют различную протяженность и свойства в зависимости от величин параметров сварки [2, 3]. Ранними исследованиями установлено, что одним из параметров, оказывающим влияние на механические свойства сварного соединения является сила при трении заготовок (сила при разогреве). Данная работа посвящена оценке влияния силы при трении на механизм разрушения и механические свойства сварных соединений из низкоуглеродистой стали 32Г2 и аустенитной стали 10Х11Н23Т3МР.

Для сварки использовались трубные заготовки внешним диаметром 73 мм и толщиной стенки 12 мм. Сварку осуществляли на сварочном оборудовании Thompson-60, которое оснащено программным комплексом, позволяющим задавать и контролировать параметры сварки. При сварке варьировалась сила при трении, которая составила 70 кН, 140 кН и 210 кН при неизменных остальных параметрах сварки (сила проковки 280 кН, частота вращения при разогреве 800 об/мин, осадка при нагреве 6 мм). Заготовки предварительно были подвергнуты закалке и высокому отпуску (старению). Механические свойства исходных материалов составили: 32Г2 - $\sigma_{02}=722$ МПа, $\sigma_B=808$ МПа, $\delta=12\%$; 10Х11Н23Т3МР - $\sigma_{02}=686$ МПа, $\sigma_B=971$ МПа, $\delta=18\%$.

Механические испытания на разрыв образцов сварных соединений низкоуглеродистой стали 32Г2 и аустенитной стали 10Х11Н23Т3МР проводились согласно ГОСТ 1497 на плоских образцах длиной рабочей части 50 мм, шириной рабочей части 15 мм. Результаты механических испытаний представлены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства сварных соединений сталей 32Г2 и 10Х11Н23Т3МР, полученных ротационной сваркой трением

№ режима	Сила при нагреве, кН	Предел текучести σ_{02} , МПа	Предел прочности σ_B , МПа	Относительное удлинение δ , %	Место разрушения
1	70	490	646	8,2	ЗТМВ 10Х11Н23Т3МР
2	140	492	639	4,3	сварной стык
3	210	518	596	2,4	сварной стык

Согласно полученным результатам значения прочностных свойств после реализации режимов 1 и 2 находятся примерно на одном уровне. Наименьшее значение прочности соединения фиксируется после реализации режима 3. Пластичность сварного соединения максимальна после реализации режима 1 с разрушением в ЗТМВ аустенитной стали по вязкому механизму. В остальных случаях имеет место хрупкое разрушение по сварному стыку с минимальной деформацией образцов.

Результаты исследований дополнены исследованиями микроструктуры зоны сопряжения сталей с применением сканирующей электронной микроскопии и фрактографическим анализом. Установлено, что при наименьшей силе при трении 70 кН, и, как следствие, большем времени этапа нагрева до достижения заданной осадки (54 с), активно развиваются диффузионные процессы на границе сопряжения сталей. Наблюдается диффузия титана, хрома, никеля, железа с образованием интерметаллидных фаз. Существенное ограничение времени с увеличением силы при трении (до 11 с при режиме 3), подавляет диффузионные процессы на границе раздела сталей и снижает прочность соединения. В этих случаях разрушение по сварному стыку опережает развитие деформации при растяжении образцов несмотря на близкие значения временного сопротивления. В поверхности разрушения выявляются следы деформационного течения материалов при сварке, создающие полосчатый микрорельеф. Контрастные светлые и темные участки в изломе указывают на принадлежность различным сталям.

Исходя из полученных результатов следует, что прочность соединения разнородных материалов, таких как сталь 32Г2 и 10Х11Н23Т3МР, существенно зависит от развития процессов диффузии на границе их раздела, поэтому процесс сварки следует вести на более низких значениях силы при трении заготовок, увеличивая время этапа нагрева.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-00333, <https://rscf.ru/project/25-29-00333>.

1. Martinsen K, Hu SJ, Carlson BE. Joining of dissimilar materials. *Cirp Ann.* 2015;64(2):679–99.
2. Виль В.И. Сварка металлов трением / В.И. Виль. // М.: Машиностроение, 1970. – 176 с.
3. Лебедев, В.К. Сварка трением: Справочник / В.К. Лебедев, И.А. Черненко, В. И. Виль и др. // Л.: Машиностроение, 1987. 236 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ГИСТЕРЕЗИСА РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВАХ $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$ И $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{49,9}\text{Mo}_{0,1}$

Гусева А.В., Плотников В.А.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
schannavac@mail.ru

Исследование гистерезиса реактивных напряжений было проведено на примере сплавов $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$ и $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{49,9}\text{Mo}_{0,1}$. Были выполнены четыре серии экспериментов с различными значениями приложенной нагрузки: 40, 67, 107 и 186 МПа. Для каждой серии экспериментов были определены значения реактивных напряжений и построены петли гистерезиса, отражающие изменения реактивных напряжений в зависимости от температуры в каждом цикле. На рисунке 1 представлены петли гистерезиса реактивных напряжений исследуемых сплавов при фиксированном внешнем напряжении 67 МПа.

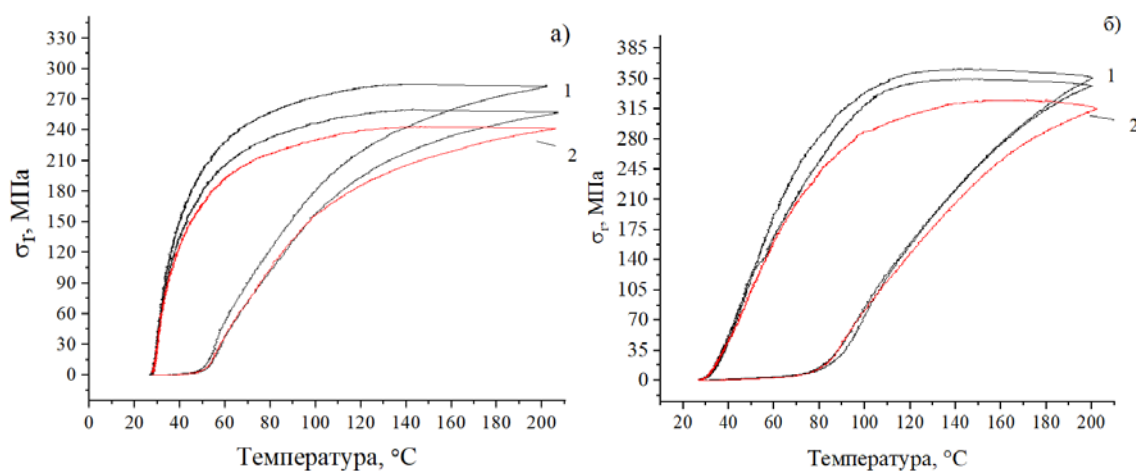


Рис. 1. Петли гистерезиса реактивных напряжений при циклировании при внешнем напряжении 67 МПа: 1 – первый и второй циклы; 2 – последний цикл; а) $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$; б) $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{49,9}\text{Mo}_{0,1}$

Были рассчитаны площади петель гистерезиса реактивных напряжений в каждом цикле серий эксперимента. Расчет площади петли гистерезиса в цикле мартенситных превращений проводился с целью оценки вкладов в энергетические потери, которые связаны не только с производством энтропии, но и с другими процессами, обуславливающими диссипацию энергии в ходе мартенситных превращений. Полученные значения приведены на рисунке 2 как зависимость площади петли гистерезиса реактивных напряжений от номера цикла термоупругих мартенситных превращений.

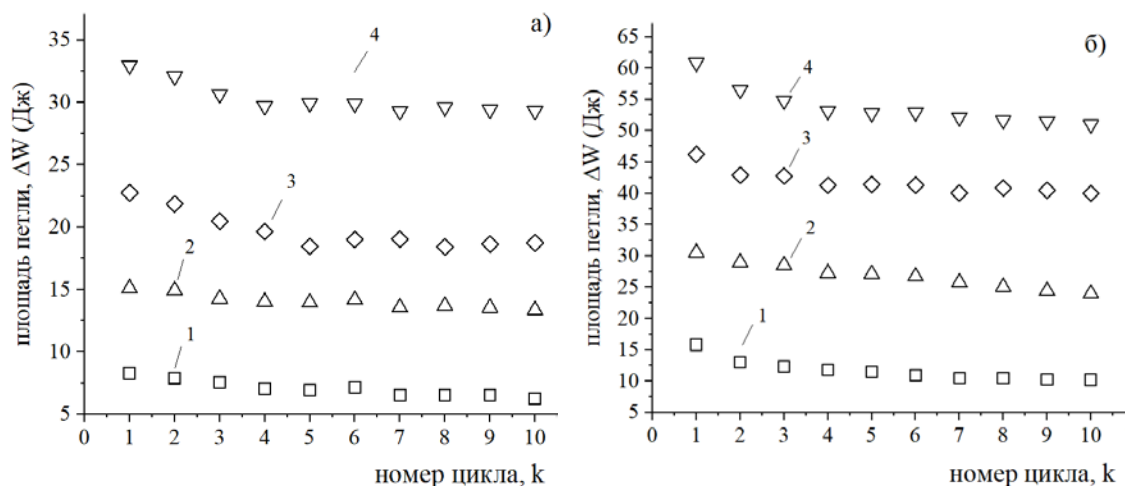


Рис. 2. Зависимость площади петли гистерезиса реактивных напряжений от номера цикла мартенситных превращений в сплавах: а – $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$; б – $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{49.9}\text{Mo}_{0.1}$; 1 – 40 МПа; 2 – 67 МПа; 3 – 107 МПа; 4 – 186 МПа

Для обоих сплавов наблюдается плавное снижение площади петли гистерезиса в зависимости от цикла. Снижение энергии потерь происходит по нелинейному закону с выходом на насыщение при увеличении номера цикла превращений. При этом тепловые эффекты, связанные с производством энтропии на межфазных границах, вносят основной вклад в площадь петли гистерезиса. Для сплава $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{40}\text{Cu}_{10}$ эти эффекты оказываются на порядок ниже, чем для $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{49.9}\text{Mo}_{0.1}$, что объясняется меньшей диссипацией энергии в сплаве, содержащем медь. Вторичный вклад даёт фазовый наклёп, который особенно выражен в сплаве с молибденом, где высокая плотность дефектов приводит к дополнительным энергетическим потерям [1].

Важно отметить, что наблюдаемый гистерезис реактивных напряжений известен давно [2], что согласуется с теоретическими представлениями о фазовых переходах с производством энтропии на межфазных границах [3]. Следует отметить, что максимальный вклад в площадь петли гистерезиса вносят тепловые потери. Этот вывод следует из анализа зависимости площади петли гистерезиса от номера цикла. При достижении насыщения фазового наклёпа остается вклад, обусловленный производством энтропии, то есть, в первую очередь, за счет притока тепла на межфазные границы [4]. Во вторую очередь, вклад в петлю гистерезиса вносят процессы генерации дефектов (фазовый наклёп) на межфазных границах.

1. Плотников В.А., Потекаев А.И., Паскаль Ю.И. Мезоскопический уровень акустической эмиссии при мартенситных превращениях // Известия вузов. Физика. – 1999. – №9, Плотников В.А. Накопление и диссипация нехимической энергии при термоупругих мартенситных превращениях // ФММ. – 1999. – Т. 88, №4.
2. Андронов И.Н., Абдрахманов С.А., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А. Исследование обратной памяти формы в сплавах Cu-Mn / Металлофизика. 1984. Т.6, №3. С. 44-47.
3. Паскаль Ю.И., Ерофеев В.Я., Манасевич Л.А., Павская В.А. Мартенситная деформация никелида титана // Изв. вузов. Физика. - 1982. - № 6. – С. 103-117.
4. Паскаль Ю.И., Манасевич Л.А. Необратимые явления при мартенситном превращении никелида титана / Известия вузов. Физика. – Томск, 1980. – 45 с. Деп. В ВИНТИ № 1667-80.

ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА ТРОЙНЫХ β -Ti СПЛАВОВ

Каспарян С.О.^{1,2}, Бакулин А.В.¹, Кулькова С.Е.^{1,2}

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия*

²*Томский государственный университет,
Томск, Россия*

ks-fff-isopams@mail.ru

Актуальность

Тепловые свойства четырех серий тройных сплавов на основе β -Ti состава XY_3Ti_{11} , где X и Y являются элементами групп IVB–VIB, IIIA и IVA, были изучены с использованием метода проекционных присоединенных волн в рамках теории функционала плотности (DFT). Обсуждается изменение температуры Дебая, акустического параметра Грюнайзена и теплопроводности в серии титановых сплавов. Показано, что высокая теплопроводность коррелирует с высокой температурой Дебая.

Введение

Биосовместимые β -титановые сплавы, демонстрирующие низкий модуль Юнга, перспективны для создания долговечных имплантатов. Однако их широкое внедрение требует комплексной оценки не только механических, но и тепловых свойств, критичных для биологической интеграции. В частности, решеточная теплопроводность (k_{ph}) влияет на тепловой комфорт тканей, температура Дебая (Θ_D) коррелирует с прочностью межатомных связей и теплоемкостью, а параметр Грюнайзена (γ_a) характеризует ангармонизм решетки, определяющий термическую стабильность. Несмотря на значимость, эти параметры для многокомпонентных систем остаются малоизученными методами первопринципных расчетов (DFT), особенно в рамках кластерных моделей [1, 2].

В настоящей работе тепловые свойства исследуются для тройных сплавов XY_3Ti_{11} , смоделированных по концепции «кластер + атом клея». Ее суть заключается в формировании стабильного ядра из центрального атома X (Sn, In, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W), окруженного 14 атомами Ti, и атомов Y такого же состава, выполняющих роль «клея» между кластерами. Такая структура позволяет варьировать электронные и размерные эффекты элементов. Ключевая новизна — изучение s,p -элементов (In, Sn) в позициях X и Y, тогда как предыдущие работы [3, 4] фокусировались исключительно на переходных металлах.

Результаты расчетов

Были проведены расчеты некоторых тепловых свойств четырех серий сплавов, состава XY_3Ti_{11} X и Y = Sn, In, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W. Приведена таблица 1 которая содержит значения плотности сплавов (ρ), скоростей звука (продольная v_l , поперечная v_t и средняя v_m в м/с), параметра Грюнайзена (γ_a) и температуры Дебая (Θ_D) для сплавов с In на позициях X и Y. Для проверки методики расчёта была оценена Θ_D сплава Ti–6Al–4V в β -фазе методом ЕМТО-СРА. Было получено хорошее согласие между расчётом 315.6 К и экспериментом 326.0 К. При учёте вакансий в β -Ti Θ_D снижается до 251.8 К, что указывает на ослабление межатомных связей.

В целом появление простых металлов на X-позиции ведет к повышению температуры Дебая (таблица 2) за исключением нескольких сплавов. Наименьшая Θ_D в

сплавах с Hf на Y-позиции, указывающая на меньшую прочность связей в этих сплавах, коррелирует с меньшим модулем Юнга и большим γ_a . В случае Hf на X-позиции наблюдается повышение Θ_D и, следовательно, прочности связей в сплаве.

Таблица 1. Плотность ρ (в г/см³), скорость звука (продольная v_l , поперечная v_t и средняя v_m в м/с), акустический параметр Грюнайзена γ_a и температура Дебая Θ_D (в К) в сплавах с In на X и Y позициях

Сплав	ρ	v_l	v_t	v_m	γ_a	Θ_D	Сплав	ρ	v_l	v_t	v_m	γ_a	Θ_D
InTi ₃ Ti ₁₁	4.877	5023	2037	2306	2.64	263.2	TiIn ₃ Ti ₁₁	5.458	5125	2382	2682	2.24	301.6
InV ₃ Ti ₁₁	5.176	5547	2563	2888	2.26	334.8	VIn ₃ Ti ₁₁	5.545	5201	2433	2739	2.22	309.2
InCr ₃ Ti ₁₁	5.379	5512	2448	2762	2.38	324.0	CrIn ₃ Ti ₁₁	5.580	4929	2054	2324	2.57	262.8
InZr ₃ Ti ₁₁	5.332	4777	1968	2227	2.60	248.8	ZrIn ₃ Ti ₁₁	5.608	5086	2499	2806	2.06	313.5
InNb ₃ Ti ₁₁	5.621	5082	2141	2421	2.53	274.8	NbIn ₃ Ti ₁₁	5.707	5097	2420	2722	2.17	305.8
InMo ₃ Ti ₁₁	5.905	5070	2006	2273	2.71	261.3	MoIn ₃ Ti ₁₁	5.778	4939	2190	2472	2.38	278.5
InHf ₃ Ti ₁₁	6.900	3999	1373	1561	3.07	174.8	HfIn ₃ Ti ₁₁	6.138	4861	2422	2718	2.01	304.0
InTa ₃ Ti ₁₁	7.207	4629	2120	2389	2.28	270.8	TaIn ₃ Ti ₁₁	6.241	4894	2387	2682	2.08	301.4
InW ₃ Ti ₁₁	7.511	4730	2086	2355	2.40	269.9	WIn ₃ Ti ₁₁	6.316	4756	2144	2418	2.33	272.6

На рисунке 1 представлены зависимости теплопроводности от температуры. Самые высокие значения теплопроводности в каждой серии сплавов, например, рассчитанные для температуры 300 К равны 1.64 Вт/(м·К) для InV₃Ti₁₁ и 2.18 Вт/(м·К) для SnV₃Ti₁₁. Наименьшие значения теплопроводности при той же температуре равны: 0.18 Вт/(м·К) для InHf₃Ti₁₁ и 0.17 Вт/(м·К) для SnHf₃Ti₁₁.

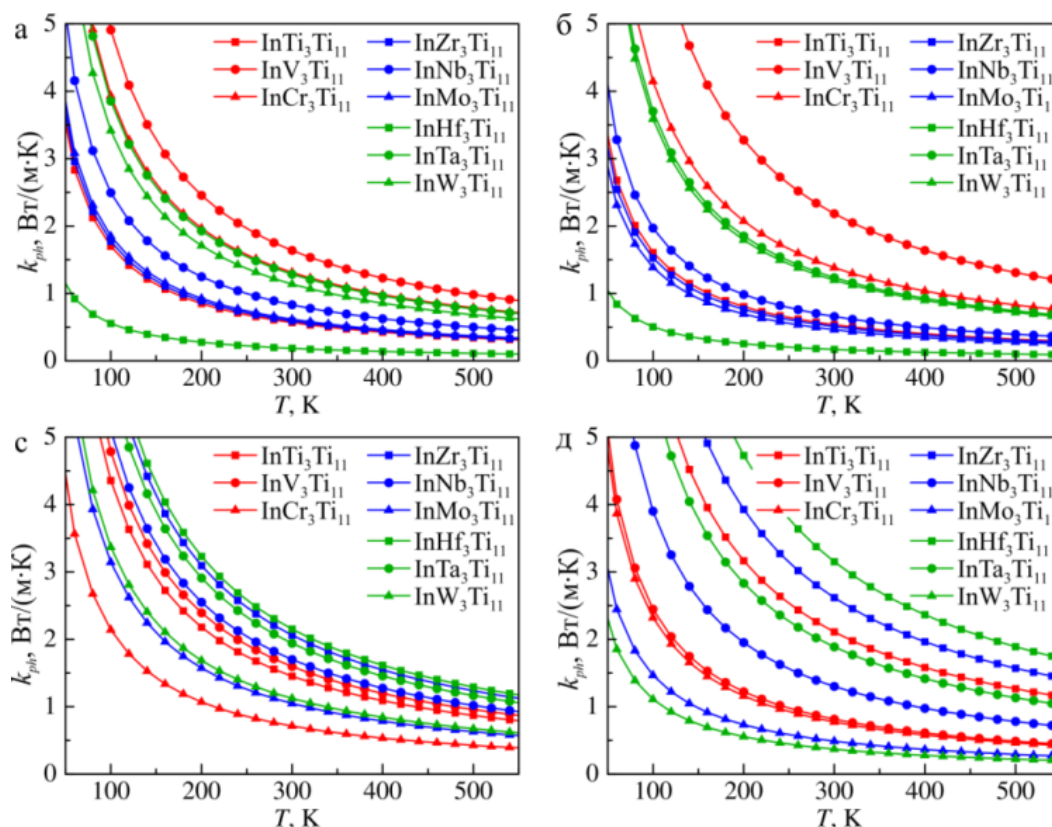


Рис. 1. Рассчитанные решеточные теплопроводности k_{ph} в диапазоне температур от 50 до 550 К для четырех серий сплавов: InY₃Ti₁₁ (а), SnY₃Ti₁₁ (б), XIn₃Ti₁₁ (в), XS₃Ti₁₁ (д), где X и Y – элементы IVB–VIB групп

Заключение

Выявлено, что влияние s,p -элементов на тепловые характеристики обусловлено в основном размерным эффектом, тогда как влияние переходных металлов существенно зависит от числа d -электронов легирующих элементов.

1. Bai H., Duan Y., Qi H., Peng M., Li M., Zheng S. Anisotropic elastic and thermal properties and damage tolerance of CrH: A first-principles calculation. *Vacuum*, 2024, 222, 112962.
2. Sun Y., Yang A., Duan Y., Shen L., Peng M., Qi H. Electronic, elastic, and thermal properties, fracture toughness, and damage tolerance of TM₅Si₃B (TM = V and Nb) MAB phases. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 2022, 103, 105781.
3. Yan X., Cao W., Li H. Novel biomedical Ti-based alloys with low Young's modulus: a first-principles study. *J. Mater. Eng. Perform.*, 2024, 33, P. 6835–6842.
4. Kasparyan S.O., Bakulin A.V., Kulkova S.E. Mechanical properties of ternary XY₃Ti₁₁ alloys. *Izvestiya vuzov. Fizika*, 2024, 67, P. 77–85. (in Russian).

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЗМ РАСПАДА АЗОТИСТОГО АУСТЕНИТА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКЕ

¹Наркевич Н.А., ^{1,2}Бадулин Н.В.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

²*Томский политехнический университет, Томск, Россия*

natnark@list.ru

Под интенсивной пластической деформацией (ИПД) понимаются не только высокие степени деформации, но и деформирование с высокой скоростью. При этом достигается измельчение структуры до наноразмерной [1]. Одним из способов ИПД является ультразвуковая ударная обработка поверхности. По всем технологическим параметрам эта обработка является ковкой, но отличается ультразвуковой частотой ударного воздействия, поэтому далее будем называть ее ультразвуковой ковкой (УЗК).

Высокоазотистые CrMn стали обладают высокой коррозионной стойкостью, немагнитны, хладостойки, биосовместимы и биоинертны. Такое сочетание положительных характеристик позволяет использовать их в энергетическом и приборном машиностроении, медицине. Помимо этого азотистый аустенит при холодной пластической деформации упрочняется сильнее чем хромоникелевые стали или сплавы на основе никеля, поскольку имеет более низкую энергию дефекта упаковки (ЭДУ). Вместе с тем, упрочнение при УЗК приводит к снижению пластичности и необходимости модификации структуры поверхностного слоя предотвращающей его растрескивание при эксплуатационных нагрузках. Для этой цели может применяться электронно-лучевая обработка. Высокая скорость нагрева и охлаждения при такой обработке способствует ограничению диффузионной подвижности легирующих элементов, сохранению высокой дисперсности структуры и повышению прочностных свойств при удовлетворительной пластичности поверхностного слоя. Химический состав исследованной стали с равновесным содержанием азота показан в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследованной стали

Состав	Cr	Mn	Si	Ni	C	N	P	S	Fe
вес, %	16.5	18.81	0.52	0.24	0.07	0.53	0.01	0.001	Ост.

После закалки от 1100°C в воде сталь имела аустенитную структуру и не содержала дисперсных частиц. Затем поверхностный слой упрочняли УЗК и обрабатывали электронным лучом в режиме сканирования со скоростью 15 мм/с. Механические испытания проводили на испытательной машине INSTRON 5582 со скоростью деформирования $1.87 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Испытывали образцы толщиной 1 мм, длиной и шириной рабочей части 15 мм $\times$ 2.5 мм. Структуру стали исследовали с помощью оптического (ОМ, Axiovert-25CA) и трансмиссионного электронного микроскопов (ТЭМ, HT-7700) при ускоряющем напряжении 120 кВ. Фольги готовили с помощью системы "FB2100" с поперечного сечения поверхностного слоя.

Аустенитные зерна после обработки содержат множество пересекающихся деформационных двойников, рис. 1. Поверхностный слой, толщиной ~15 мкм отделен от основного материала резкой границей, разделяющей деформированный материал от подвергнутого электронно-лучевой обработке.

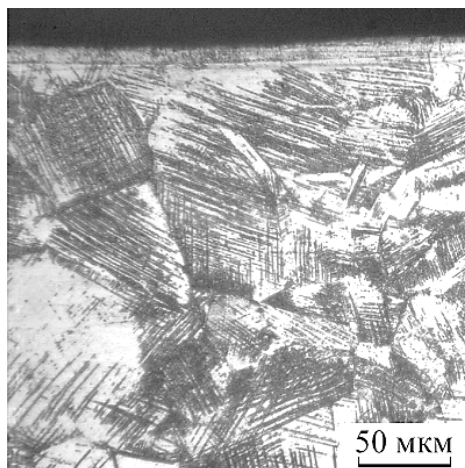


Рис. 1. Структура исследованной CrMnN стали (ОМ)

ТЕМ исследования показали, что в поверхностном слое формируется зеренно-субзеренная аустенитная структура, содержащая множество высокодисперсных частиц, рис. 2. На микродифракционной картине видно, что плоскости ГЦК решетки неориентированы, а дисперсная фаза образует кольца, рис. 2а. Межплоскостные расстояния дисперсной фазы соответствуют нитридам CrN с ГЦК решеткой.

Темнопольное изображение в выделенном фрагменте кольца $(220)_{\text{CrN}}$ показывает, что величина нитридов составляет ~10 нм, рис. 2б.

УЗК создает условия для выделения когерентных нитридов CrN на дислокациях и предотвращает распад аустенита по механизму прерывистого распада с образованием частиц Cr_2N с ГПУ решеткой. В высокодефектной наноструктуре поверхностного слоя отсутствует зернограницная диффузия, необходимая для образования частиц с большим, чем в CrN содержанием хрома.

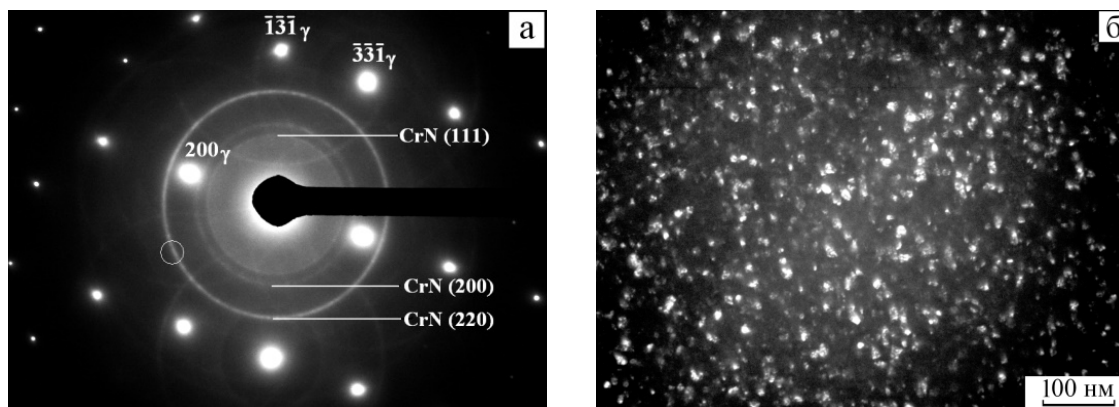


Рис. 2. Структура поверхностного слоя Cr–Mn–N стали после УЗК и последующей электронно-лучевой обработки: а – электронограмма, ось зоны $[01\bar{3}]_\gamma$; б – темнопольное изображение в выделенном фрагменте кольца $(220)_{\text{CrN}}$ (ТЭМ)

Высокая скорость охлаждения после сканирования поверхности электронным лучом предотвращает превращение $\text{CrN} \rightarrow \text{Cr}_2\text{N}$. Механические испытания показали, что распад аустенита с образованием после УЗК нитридов CrN по непрерывному механизму способствует повышению прочностных свойств. Однако пластичность при этом снижается в 3 раза по сравнению с закаленным состоянием и в 2 раза по сравнению с состоянием после УЗК, рис. 3.

Структура такого типа демонстрирует высокие триботехнические свойства (износостойкость и низкий коэффициент трения) и может использоваться в технологии изготовления ортопедических имплантов [2].

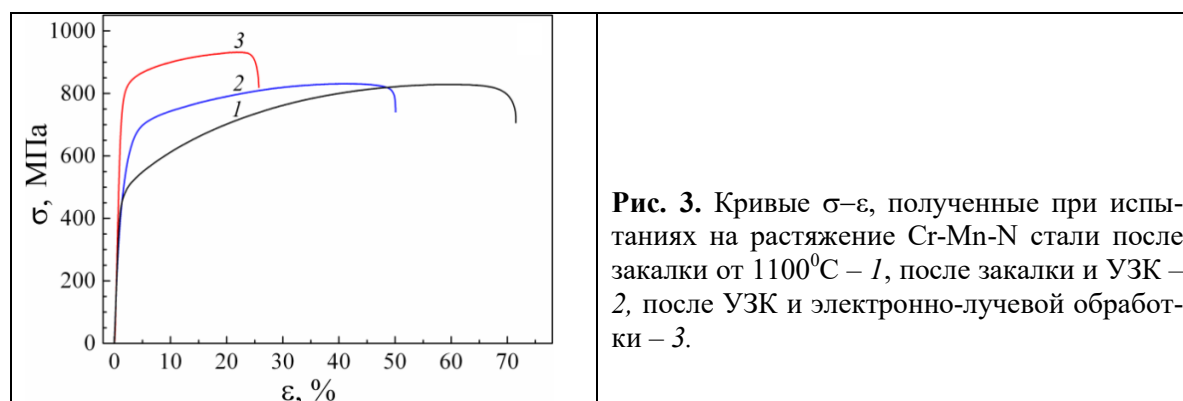


Рис. 3. Кривые σ – ϵ , полученные при испытаниях на растяжение Cr–Mn–N стали после закалки от 1100°C – 1, после закалки и УЗК – 2, после УЗК и электронно-лучевой обработки – 3.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0009.

1. Р. З. Валиев, Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации, Российские нанотехнологии. 1 (2006). С. 208–216.
2. N. Narkevich, I. Vlasov, A. Tolmachev, Microstructure and Tribological Behavior of Cr–Mn–N Steel with Age-Hardened Near-Surface Layer including CrN and Fe_2N Particles Intended for Use in Orthopedic Implants, Metals, 13, (2023). 1328. DOI: [10.3390/met13081328](https://doi.org/10.3390/met13081328)

ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ CrMnCN СТАЛИ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

¹Наркевич Н.А., ^{1,2}Бадулин Н.В., ¹Власов И.В.

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия

²Томский политехнический университет, Томск, Россия
natnark@list.ru

В безникелевых CrMnCN аустенитных сталях атомы азота и углерода располагаются в кристаллографических пустотах ГЦК решетки γ -Fe, что приводит к увеличению ее параметра и объема более чем на 1.5% в сравнении с Cr-Ni аустенитными сталями. Особенностью этого класса сталей является высокий уровень искажений ГЦК решетки, связанных с присутствием в составе Mn и Cr (в сумме 30-40 % масс.), образующих твердый раствор замещения, а также атомов азота и углерода (в сумме от 1 до 1.5% масс.), образующих твердый раствор внедрения в ГЦК решетке, а также карбиды, карбонитриды и т.д. Такие искажения кристаллической решетки сильно влияют на физико-механические свойства и деформационное поведение. Химический состав исследованной CrMnCN стали показан в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследованной стали

Состав	Cr	Mn	Si	Ni	C	N	P	S	Fe
вес, %	24.4	16.4	1.1	0.18	0.57	0.7	0.002	0.017	Ост.

Сталь была выплавлена при атмосферном давлении в лабораторной индукционной печи. Термическая обработка включала гомогенизационный отжиг при 1000°C в течение 3 часов, дополнительный нагрев до 1150 С для растворения вторичных фаз с выдержкой 40 мин и закалку в воде.

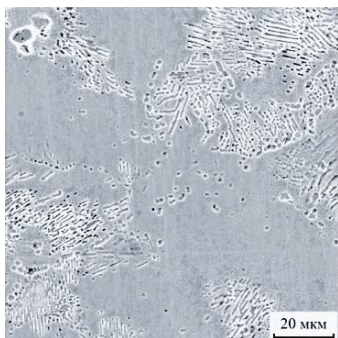


Рис.1. Структура исследованной CrMnCN стали (СЭМ)

Структуру выявляли травлением раствором кислот HCl и HNO₃ в глицерине в соотношении 2:1:3 и исследовали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Vega 3 SB. Механические испытания проводили на испытательной машине INSTRON 5582 в температурном интервале от 20 до -196°C со скоростью деформирования $1.87 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Испытывали образцы толщиной 1 мм, длиной и шириной рабочей части 15 мм $\times$ 2.5 мм. Кристаллическую структуру стали исследовали методами рентгеновской дифрактометрии на приборе ДРОН-8Н в фильтрованном $\text{Cu}_{K\alpha}$ излучении в геометрии по Брэггу-Брентано.

Структура стали после закалки представляет собой аустенитную матрицу с параметром ГЦК решетки $a=3.6405 \text{ \AA}$, содержащую множество включений, преимущественно оксикарбидов и карбидов хрома [1], рис. 1. При охлаждении стали параметр решетки аустенита снижался, в то время как в образцах после испытаний на растяжение в интервале температур от 20 до -196°C, наоборот, увеличивался, рис. 2а. Максимальное различие параметров в охлажденном и деформированном образцах наблюдается при температуре -196°C. Такое изменение пара-

метра ГЦК решетки при деформировании свойственно материалам с отрицательным коэффициентом Пуассона – ауксетикам [2].

На рис. 2б показано, что отклонение точек, особенно (200) от экстраполяционной зависимости Нельсона Райли после деформирования при -196 (от прямой 3) больше, чем для закаленной стали (прямая 1) а также испытанной при 20°C (прямая 2).

Такие искажения ГЦК решетки описаны в [3] и являются следствием образования дефектов упаковки (ДУ). В высокоазотистых сталях при снижении температуры наблюдалось снижение ЭДУ и, как следствие, увеличение вероятности образования ДУ. Максимальная концентрация α соответствует температуре испытаний в жидком азоте (-196°C), рис.2 в.

Относительное удлинение в интервале температур от -90°C до -30°C составляет 10%, при комнатной температуре немного выше. При -196°C сталь разрушалась на пределе текучести. С такими пластическими свойствами величина областей когерентного рассеяния (D) имеет нанометровый масштаб (20-27 нм) при малой величине остаточных микродеформаций ε , связанных с напряжениями II рода, рис. 2 г.

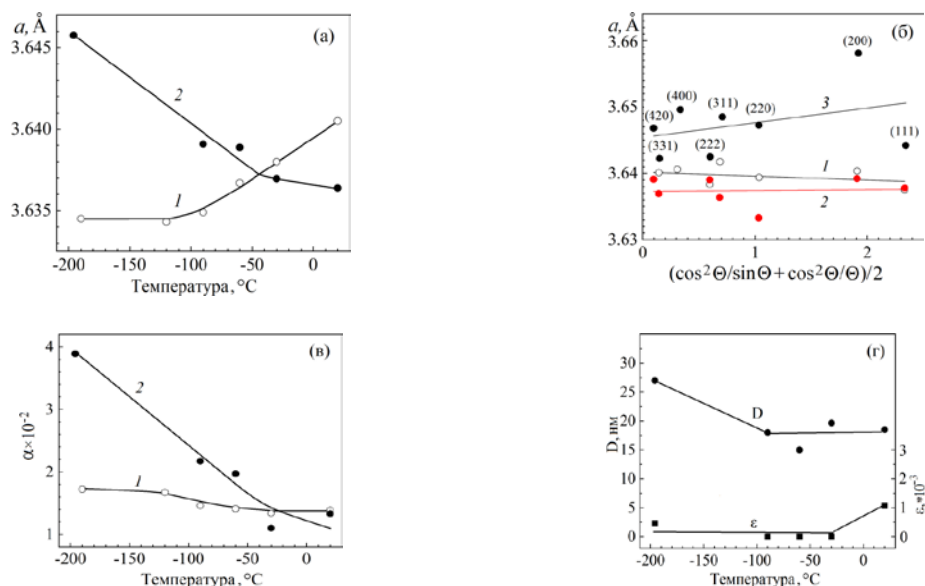


Рис. 2. Температурные зависимости параметра ГЦК решетки (а): 1 – до испытаний на растяжение, 2 – после. Экстраполяционные зависимости параметра ГЦК решетки (б): 1 – до испытаний на растяжение, 2 – после испытаний при 20°C и 3 – -196°C . Температурные зависимости концентрации ДУ α (в): 1 – до испытаний на растяжение, 2 – после. Температурные зависимости микродеформаций ГЦК решетки ε и величины областей когерентного рассеяния D в деформированной стали (г)

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 25-29-00027.

1. N.A. [Narkevich](#), M.A. [Khimich](#), M.P. [Kalashnikov](#), Yu.F. Gomorova, I.V. Vlasov, M.S. [Slobodyan](#), N.V. [Badulin](#), Structure and properties of high interstitial as-cast austenitic stainless steel CrMnCN for use at subzero temperatures, Letters on Materials 14 (2024) 365-371. <https://doi.org/10.48612/letters/2024-4-365-371>
2. R.V. Goldstein, V.A. Gorodtsov, D.S. Lisovenko Classification of cubic auxetics, Phys. Status Solidi B, 1-6 (2013). DOI 10.1002/pssb.201384233
3. С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев Рентгенографический и электронно-оптический анализ М.:МИСИС, 2002, - 360 с.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ПОДТВЕРЖДЕНИЕ НАЛИЧИЯ ВОДЫ В СЛОЕ ПРОДУКТОВ КОРРОЗИИ НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА МА14

Полуянов В.А., Мерсон Е.Д., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л.

НИИПТ, Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

vitaliy.poluyanov@gmail.com

Конструкционные магниевые сплавы, обладая высокими физико-механическими свойствами, являются перспективными для изготовления облегченных конструкций в различных отраслях промышленности. Однако область применения таких материалов ограничена, отчасти, из-за их подверженности коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН) – явлению охрупчивания материала при одновременном воздействии на него механических напряжений и агрессивной среды. Вопрос о механизмах и факторах, приводящих к этому явлению в магниевых сплавах, до сих пор в мировом научном сообществе является дискуссионным, что, безусловно, сдерживает разработку сплавов с повышенной стойкостью к КРН. Согласно основной теории, КРН магния и его сплавов происходит под действием диффузионно-подвижного водорода, по механизму, аналогичному водородной хрупкости других материалов, например сталей. Эту теорию, в частности, подтверждают явлением снижения механических свойств магниевых сплавов при растяжении на воздухе после их предварительной выдержки в агрессивной среде, называемым предэкспозиционным коррозионным растрескиванием под напряжением (ПКРН) [1]. Считается, что в процессе выдержки в агрессивной среде, водород проникает в материал и приводит к водородной хрупкости при последующих механических испытаниях на воздухе. Но в то же время, согласно результатам недавних исследований, проникновение водорода в магний и его сплавы сильно ограничено, а причина охрупчивания этих материалов заключена в поверхностном слое продуктов коррозии, образовавшемся в процессе выдержки в водном коррозионном растворе. Вместе с тем, наличие продуктов коррозии в изломах образцов, предварительно выдержанных в коррозионной среде и затем испытанных на воздухе, указывает на то, что основной причиной ПКРН может быть коррозионная среда, которая, предположительно, может в жидком виде удерживаться в несплошностях слоя продуктов коррозии и приводить к хрупкому разрушению материала за счет адсорбционных эффектов [2]. Хотя некоторые доказательства наличия жидкой коррозионной среды в продуктах коррозии уже были получены [3], прямых экспериментальных подтверждений этому получено не было. Целью данной работы являлось установить содержится ли вода в продуктах коррозии магниевых сплавов, предварительно выдержанных в коррозионной среде на водной основе.

Для проведения исследования в данной работе использовался промышленный сплав МА14 в экструдированном состоянии, из которого были изготовлены образцы в виде цилиндров диаметром 6 мм и высотой 30 мм. Все образцы выдерживались в водном растворе состава 4% NaCl + 4% K₂Cr₂O₇ в течение 1,5 ч., после чего с их поверхности механически счищали слой продуктов коррозии и проводили анализ, методом инфракрасной Фурье-спектроскопии (FTIR), который обладает высокой чувствительностью к присутствию молекул воды в исследуемых образцах. Для сравнения, были проанализированы продукты коррозии образцов после выдержки в коррозионной среде и последующего отжига при 100 °С в течение 24 ч., который как предполагалось, должен был привести к полному испарению воды из продуктов коррозии. В одной из наших предыдущих работ было показано, что такой отжиг

практически полностью восстанавливает механические свойства сплава МА14 после выдержки в коррозионной среде [3].

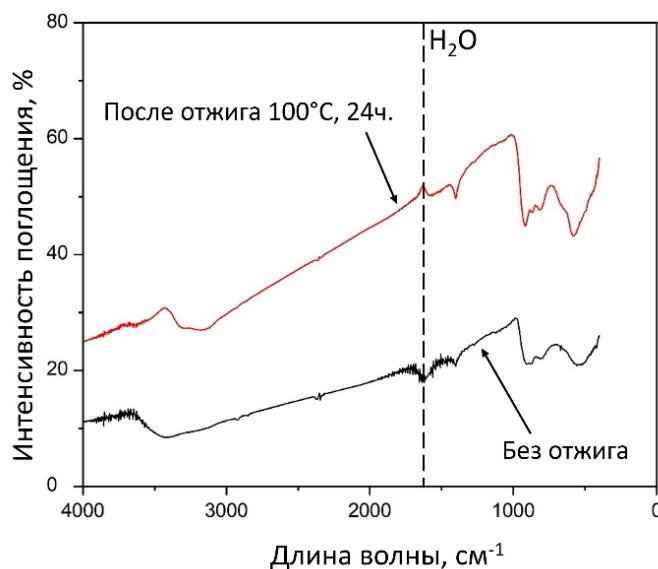


Рис. 1. Спектры FTIR для продуктов коррозии образцов сплава МА14, предварительно выдержанных в коррозионной среде, до и после отжига

В результате проведенных анализов были получены FTIR-спектры, показанные на рис. 1. На спектре для продуктов коррозии, счищенных с образца без отжига, наблюдается пик снижения интенсивности поглощения ИК-излучения в области длины волны 1633 см^{-1} (показано пунктирной линией), которая, согласно литературным данным [4], соответствует молекулам воды, что говорит о ее наличии в анализируемой пробе. В то же время, спектр продуктов коррозии образца после отжига в данной области демонстрирует противоположное поведение, что, вероятно вызвано испарением жидкости в процессе выдержки при 100 °C .

Таким образом, получено прямое экспериментальное подтверждение наличия воды в слое продуктов коррозии на поверхности сплава МА14, образованных в процессе выдержки в водном растворе $4\% \text{ NaCl} + 4\% \text{ K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ и ее удаление из этого слоя в процессе отжига при 100 °C . Предположительно, эта вода может находиться в продуктах коррозии в жидком виде и быть причастной к ПКРН.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (проект 25-29-00673).

1. Kappes M., Iannuzzi M., Carranza R.M. Hydrogen Embrittlement of Magnesium and Magnesium Alloys: A Review // *J. Electrochem. Soc. Vol. 160*. pp. 168–178. (2013)
2. 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
3. E.D. Merson, V.A. Poluyanov, P.N. Myagkikh, D.L. Merson, A.Y. Vinogradov. Evidence for the presence of corrosive solution within corrosion products film in magnesium alloy ZK60. *Lett. Mater.*, 2022, 12(1) 76-80
4. [4] M. Jönsson, D. Persson, D. Thierry, Corrosion product formation during NaCl induced atmospheric corrosion of magnesium alloy AZ91D, *Corros. Sci.*, 2007, 49 1540–1558.

ЗАРОЖДЕНИЕ И РОСТ НИТЕВИДНОЙ КОРРОЗИИ НА ПОВЕРХНОСТИ МАГНИЕВОГО БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА ZX10 ПОД ДЕЙСТВИЕМ ХЛОРИДОВ

Мягких П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Сергеев А.А.,
Мерсон Д.Л.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

p.myagkikh@tltsu.ru

Магниевые биорезорбируемые сплавы – перспективный материал для саморастворяющихся хирургических имплантатов: винтов, спиц и пластин для остеосинтеза. Применение таких материалов взамен титановых сплавов и нержавеющей стали позволило бы обходиться без операции по извлечению изделия. Однако для прогнозирования срока сохранения эксплуатационных свойств растворяющегося в человеческом теле имплантата необходимо детальное понимание процесса коррозии (резорбции). Ранее в ряде работ, посвященных исследованию влияния кристаллографической ориентации зерен на нитевидную коррозию был получен дополнительный неожиданный результат: нитевидная коррозия зарождалась и распространялась по царапинам, которыми на образце был размечен участок поверхности для исследования. Если царапины действительно являются местами инициации и распространения коррозионных повреждений, то этот факт должен быть учтен при составлении правил по установке имплантатов из магниевых сплавов. В данной работе была поставлена цель подтвердить ранее наблюдавшиеся феномены и исследовать особенности распространения коррозионных повреждений.

Методика

В качестве материала в исследовании выступал экструдированный сплав ZX10 (1% Zn, 0,12% Ca). Для снятия внутренних напряжений образцы отжигали при 200 °С в течение 90 минут. Образец вырезался поперек сечения прутка и представлял собой диск Ø 12 мм. После шлифовки, полировки и травления в 10% спиртовом растворе азотной кислоты на поверхности образца алмазным индентером Роквелла на скретч-тестере Nanovea при нагрузке 30 Н наносилась царапина длиной 3 мм. Коррозионные испытания включали в себя выдержку 18 часов в растворе Рингера при комнатной температуре. В исследовании одновременно использовались 3 In-situ метода отслеживания коррозионных процессов: видеосъемка поверхности, регистрация потенциала открытой цепи между образцом и Ag/AgCl электродом (отрицательный контакт) при помощи потенциостата и регистрация акустической эмиссии. Для эксперимента была создана ячейка из инертного пластика объемом 0,5 литра, образец в ней прижимался снизу через герметизирующее резиновое кольцо. К образцу крепился металлический волновод, на который устанавливался датчик акустической эмиссии и положительный контакт потенциостата.

Результаты

На рис. 1 приведен график потенциала (синим), сигналы АЭ (черным) и кадры видеосъемки. В точке 1 происходит зарождение нитевидной коррозии на поверхности царапины (место зарождения показано красным, направление роста – черной стрелкой). В точке 2 ее распространение по царапине заканчивается. В точке 3 начинается распространение нитевидной коррозии по поверхности вокруг царапины, которое заканчивается в точке 4. В точке 5 начинается язвенная коррозия, уходящая

вглубь материала, которая судя по сигналам АЭ не происходит до окончания эксперимента. Потенциал при начале язвенной коррозии реагирует так же, как и при начале нитевидной (в работе [1] представлены доказательства, что механизм их протекания одинаковый), однако по мере углубления язвы потенциал выравнивается. Вероятнее всего это связано с затруднением ионного обмена из глубины язвы с электролитом.

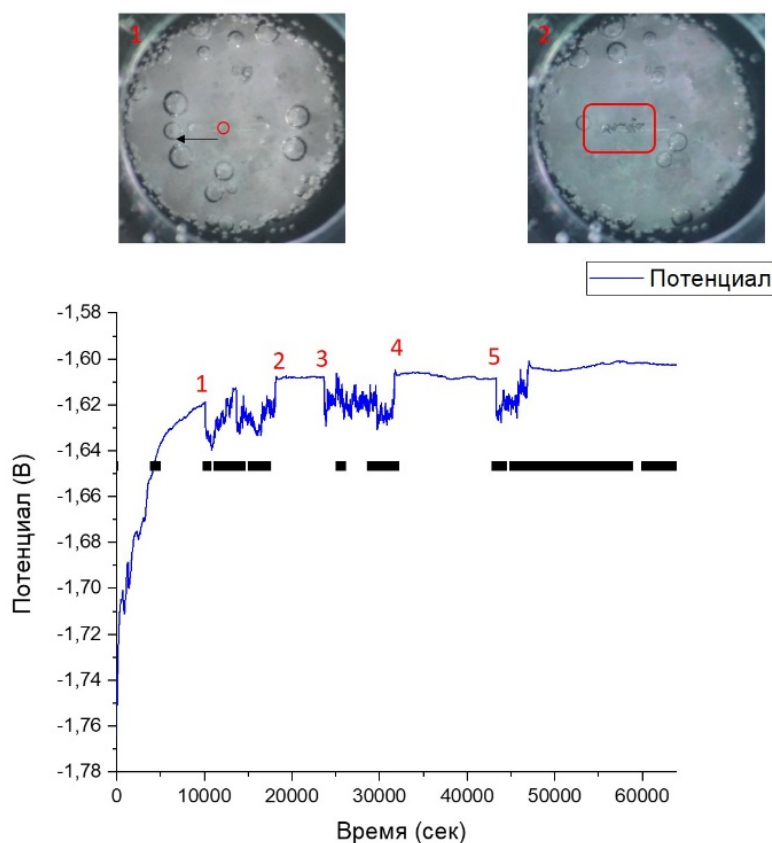


Рис. 1

Выводы

1. Примененные In-situ методы хорошо дополняют друг друга и позволяют получить детальную картину протекания процессов нитевидной коррозии.
2. Царапины действительно являются местом возникновения и распространения нитевидной коррозии.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 25-23-00093.

1. P.N. Myagkikh, E.D. Merson, V.A. Poluyanov, D.L. Merson, Propagation of the filiform corrosion and formation of corrosion pits in magnesium biodegradable alloy ZX10, Lett. Mater. 15 (2025) 55–59. <https://doi.org/10.48612/letters/2025-1-55-59>.
2. P.N. Myagkikh, E.D. Merson, V.A. Poluyanov, D.L. Merson, The dependence of the biodegradable ZX10 alloy corrosion process on the structural factors and local pH level, Front. Mater. Technol. (2023) 59–76. <https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-2-64-3>.

ИНФРАКРАСНАЯ СПЕКТРОМЕТРИЯ КАК МЕТОД ОЦЕНКИ МОРФОЛОГИИ НАНО- И МИКРОЧАСТИЦ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО НИТРИДА БОРА

Соснин И.М., Фролова А.В., Резникова А.Р.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

i.sosnin@tltsu.ru

Механические свойства металломатричного композита (ММК) в существенной степени зависят от характеристик армирующих частиц, входящих в его структуру. При этом эффекты, препятствующие скольжению дислокаций в ММК, описанные в рамках модели Закрепления Зенера [1], рассмотрены для случая частиц сферической формы. Роль морфологии армирующих элементов исследовалась теоретически Д.Д. Элшеби [2]. Он сделал вывод о том, что отношение длины к диаметру эллипса влияет на распределение полей напряжений. Увеличение этого отношения способствовало росту концентрации напряжений на концах включения. Однако убедительных экспериментальных работ, которые показывают роль формы частиц на механические свойства ММК известно не так много.

Экспериментальное подтверждение результатов Элшеби требует эффективного метода оценки распределения частиц по формам, способного дать интегральную характеристику порошка. При этом электронная микроскопия позволяет оценить морфологию частиц лишь точно. В работе [3] Х. Харрисон с соавторами показали, что примесь игольчатых частиц порошка нитрида бора способствует уширению пика поглощения в области 1350 см^{-1} . Однако результаты, полученные в нашей лаборатории, говорят о том, что уширение и даже раздвоение этого пика соответствуют частицам не только стержнеобразной формы, но и близкой к сферической. Выяснение причин обнаруженных противоречий возможно в ходе скрупулезного сопоставления результатов электронной микроскопии с необработанными данными поглощения в инфракрасной области спектра наночастицами нитрида бора. В докладе представлен нейросетевой метод, предназначенный для поиска и сопоставления текстовой информации с результатами микроскопии. Метод включает в себя одномерную сверточную нейросеть, а также специализированные трансформерные алгоритмы (SciBERT, ChemBERT). Принцип работы, результаты использования предложенного метода, а также сравнение его с известными нейросетевыми моделями обсуждается в докладе.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант № 25-23-00477 от 26.12.2024 по теме «Исследование влияния морфологии нано- и микро-частиц нитрида бора на механические свойства магниевых матричных композитов».

1. C. Zener, Interaction of foreign atoms with moving grain boundaries in metals, Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers 175 (1948) 15–51.
2. J.D. Eshelby, The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems, Proc. R. Soc. Lond. A 241 (1957) 376–396.
3. H. Harrison, J.T. Lamb, K.S. Nowlin, A.J. Guenther, K.B. Ghiassi, A.D. Kelkar, J.R. Alston, Quantification of hexagonal boron nitride impurities in boron nitride nanotubes via FTIR spectroscopy, Nanoscale Adv. 1 (2019) 1693–1701.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБАБОТКИ НА СТОЙКОСТЬ СТАЛИ 20ГЛ К СУЛЬФИДНОМУ КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ (СКРН)

Блажнов Н.М.^{1,2}, Шерина Ю.В.², Шевяхова В.В.²

¹*Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия*

²*ООО НИПП «Вальма», Самара, Россия
nick.blazhnov@mail.ru*

В современном мире большое внимание уделяется проблемам нефтегазовой отрасли. В процессе эксплуатации нефтедобывающего оборудования, материал из которого оно изготовлено, напрямую соприкасается с содержащей коррозионно-активные вещества средой (в том числе H_2S), воздействие которой приводит к потере механических свойств материала и зачастую его разрушению. Наблюдаемая тенденция увеличения количества отказов оборудования, используемого при добыче нефти, обостряет проблему проведения коррозионных испытаний по механизму сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением (СКРН) [1]. Современные исследователи показывают, что предрасположенность к коррозионному разрушению определяет в первую очередь структура стали, а не ее химический состав [2,3]. Именно поэтому, целью данной научной работы является исследование влияния различных режимов термической обработки на коррозионную стойкость под напряжением стали 20ГЛ в реакционных H_2S -содержащих средах.

В качестве объекта исследований были взяты образцы, стали марки 20ГЛ, применяемой для изготовления корпусных деталей арматуры трубопроводов (ГОСТ 21357-87) для районов с холодным климатом (исполнение ХЛ) по ГОСТ 15150. Полученные образцы были подвергнуты различным видам термической обработки по режимам: 1 «нормализация» ($T = 920^\circ C$, $\tau = 2$ ч, охл. – воздух), 2 «закалка+отпуск» ($T = 920^\circ C$, $\tau = 2$ ч, охл. – вода + $T = 620^\circ C$, $\tau = 1$ ч, охл. – воздух), 3 «нормализация+закалка+отпуск» ($900^\circ C$, закалка $920^\circ C$, отпуск $620^\circ C$). Испытательная среда А (раствор 5%NaCl + 0,4%CH₃COONa в дистиллированной воде) при концентрации пропускаемого H_2S 300 ± 100 мг/л, показатель pH испытательного раствора варьировали от 3,5 до 5,5; а при концентрации H_2S 2800 ± 200 мг/л pH варьировали от 3,0 до 6,5 за счет добавления в раствор 4-% соляной кислоты. Механическая нагрузка на испытываемые образцы составляла 72% от минимально-гарантированного предела текучести. Время испытаний составляло 720 часов или до момента разрушения образцов. Механические свойства определяли на разрывной машине РЭМ-100-А-0,5-1 в соответствии с ГОСТ 1497-2023.

В ходе коррозионных испытаний по механизму СКРН на всех исследованных образцах наблюдалось визуальное отсутствие поверхностных трещин после 720 часов испытания, в связи с чем, для выявления скрытых трещин было принято решение подвергнуть данные образцы механическим испытаниям на одноосное статическое растяжение. Результаты механических испытаний (предел текучести, относительное удлинение) образцов из стали 20ГЛ после коррозионных испытаний на стойкость к СКРН приведены на рисунке 1.

Оценка предела текучести показывает, что независимо от концентрации H_2S наибольшие значения 564 (рис. 1, а) и 473 МПа (рис. 1, б) наблюдаются после проведения т/о по режиму 3, однако, следует отметить, что т/о по режиму 1, несмотря на несколько меньшие значения, обеспечивает соблюдение требований нормативной документации ГОСТ 21357-87 и ТУ № 2116 АО «ПТПА». Относительное удлинение,

наблюдаемое после т/о по режиму 3, при изменении концентрации H_2S составляет 24 (рис. 1, в) и 26,1 % (рис. 1, г), однако, как и в предыдущем случае, значения, полученные после проведения т/о по режиму 1 близки и соответствуют требованиям НД. Также можно сказать, что увеличение содержания H_2S до 2800 ± 200 мг/л приводит к увеличению показателя относительного удлинения в случае режимов 1 и 2, и снижению - в случае термообработки по режиму 3.

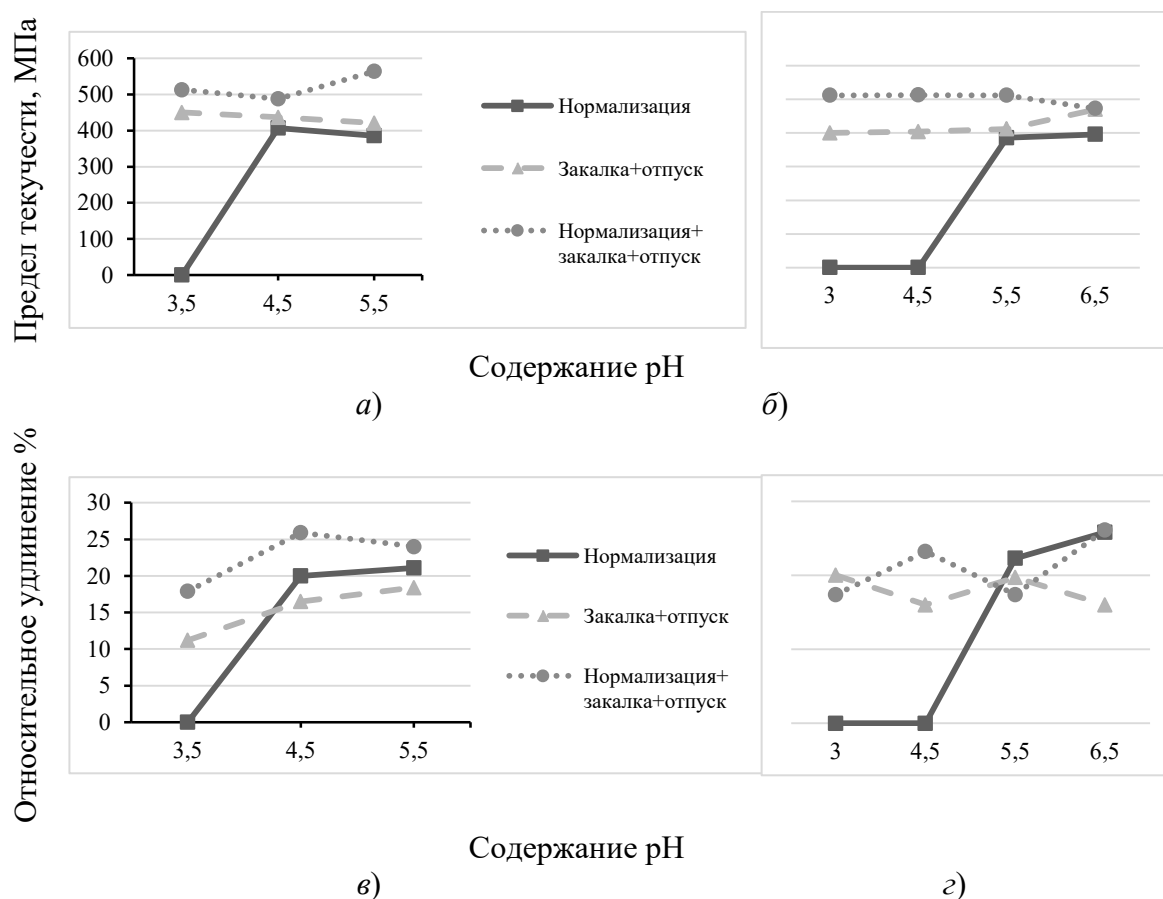


Рис. 1. Механические свойства стали 20ГЛ после испытаний в среде А ($5\%NaCl + 0,4\%CH_3COONa$) с концентрацией H_2S :
а, в – 300 ± 100 мг/л; б, г – 2800 ± 200

В целом, проведенные исследования показали, что проведение термической обработки по режиму «нормализация» на стали 20ГЛ обеспечивает все необходимые требования, предъявляемые ГОСТ 21357-87 и ТУ № 2116 АО «ПТПА», что позволяет рекомендовать этот режим термообработки в качестве оптимального для обеспечения экономической эффективности предприятий, реализующих деятельность в нефтедобывающей отрасли.

1. Ткачева В.Э, Маркин А.Н., Княшкин Д.В., Мальцев Д.И., Носов В.В. Коррозия внутрискважинного оборудования в сероводородсодержащих средах // Практика противокоррозионной защиты. – 2025. – Т. 26. - № 2. – С. 7-26.
2. Palacios C.A., Shadley J.R. Characteristics of corrosion scales in a CO_2 saturated NaCl brine // "Corrosion 1991", Houston. TX: NACE International, 1991. - №47(2). - P.122-127.
3. Lopez D.A., Schreiner W.H., de Sanchez S.R. et al The influence of carbon steel microstructure on corrosion layers. An XPS and SEM characterization // "Appl. Surf Sci. 2003", 2003. - №207 (1-4). - P.69-85.

РОЛЬ ДЕФОРМАЦИОННЫХ РЕЖИМОВ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА Zn–4Ag–1Cu

Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К.,
Абдрахманова Э.Д.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

renaweimei.179@mail.ru

Развитие биомедицинских технологий требует создания материалов, сочетающих биосовместимость, механическую прочность и контролируемую скорость коррозии [1]. Цинковые сплавы, в отличие от широко используемых магниевых и железных, демонстрируют оптимальный баланс между скоростью деградации и биосовместимостью [2, 3]. Однако их применение ограничено низкой прочностью и пластичностью. В данной работе исследуется сплав системы Zn–4Ag–1Cu, деформированный методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [4, 5], а именно обработка методами интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), равноканальное угловое прессование (РКУП) и его модификация РКУП-Конформ (РКУП-К). Данные методы позволяют формировать ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру для улучшения микроструктурных и механических характеристик.

Обработка методом ИПДК при температуре $t = 23^{\circ}\text{C}$ привела к формированию ультрамелкозернистой структуры (250–600 нм) с наноразмерными частицами AgZn (25–100 нм). Ключевым результатом стало проявление эффекта сверхпластичности образцов крученных при $t = 37^{\circ}\text{C}$. Крученный при 10 оборотах сплав показал аномальный рост относительного удлинения до 250% (в условиях контролируемой скорости деформации). Это явление объясняется активацией зернограницного проскальзывания и динамической рекристаллизации, которые снижают плотность дислокаций и перераспределяют внутренние напряжения.

Обработка РКУП при температурах 150–200°C обеспечила формирование субмикронной структуры с повышенной плотностью дислокаций. После четырёх циклов РКУП предел текучести материала достиг 276–280 МПа, а предел прочности — 348 МПа, что на 60% выше исходного состояния. При этом пластичность сохранилась на уровне 38%, что важно для материалов, испытывающих циклические нагрузки.

Применение РКУП-К сформировало УМЗ структуру сплава, уменьшив размер эвтектики с 40 мкм до 1–4 мкм и снизив её объёмную долю до ~24%. Обработка повысила микротвёрдость с 85 до 108 HV, а предел прочности – с 198 до 270 МПа. В то же время обработка по методу РКУП-К позволила получить образцы, проявляющие сверхпластичность в широком диапазоне скоростей растяжения: так при $v=10^{-1}\text{с}^{-1}$ и 150°C, пластичность достигает 350% за счёт зернограницного скольжения. Это подтверждает переход от дислокационного упрочнения к деформации, управляемой границами зёрен.

Гравиметрическое исследование коррозионной стойкости образцов осуществлялось с применением двух методологических подходов. Первый подход предусматривал продолжительную выдержку образцов в коррозионно-активном растворе на протяжении до 90 суток. Второй подход характеризовался прерывистой методикой, включающей последовательную выдержку образцов в растворе с периодической очисткой поверхности от продуктов коррозии. Коррозионные испытания в растворе Рингера (рН=7,4, при $t=37^{\circ}\text{C}$) показали, что скорость коррозии РКУП-образцов при

прерывистой выдержке в 2,6 раза превышает скорость у крупнозернистых аналогов. При длительной выдержке формирование оксидной плёнки уменьшает растворение металла вдвое.

Применение методов ИПДК и РКУП для модификации сплава Zn-4Ag-1Cu позволило получить уникальный комплекс свойств: высокую прочность, регулируемую пластичность и контролируруемую деградацию.

1. Zheng, Y. F., Gu, X. N., & Witte, F. J. M. S. (2014). Biodegradable metals. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 77, 1-34
2. Su, Y., Cockerill, I., Wang, Y., Qin, Y. X., Chang, L., Zheng, Y., & Zhu, D. (2019). Zinc-based biomaterials for regeneration and therapy. *Trends in biotechnology*, 37(4), 428-441.
3. Hua, X., Wang, K., Tong, X., & Lin, J. (2022). Microstructure, mechanical and corrosion properties of biodegradable Zn-Mg-Zr alloys for biomedical applications. *Materials Letters*, 323, 132516.
4. Sitdikov, V. D., Khafizova, E. D., & Polenok, M. V. (2023). Microstructure and properties of the Zn-1% Li-2% Mg alloy subjected to severe plastic deformation. *Frontier Materials & Technologies*, (2), 117-130.
5. Khafizova, E., Fakhretdinova, E., Islamgaliev, R., Polenok, M., Sitdikov, V., & Yilmazer, H. (2023). Effect of plastic deformation on the structure and mechanical properties of the Zn-4Ag-1Cu zinc alloy. *Materials*, 16(13), 4646.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РОСТА НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ, ЛЕГИРОВАННЫХ КРЕМНИЕМ

Ефимов А.О.^{1,3}, Бауман Д.А.¹, Родин С.Н.², Лундин В.В.², Иванов А.Ю.¹,
Панов Д.Ю.¹, Спиридонов В.А.¹, Сахаров А.В.^{2,3},
Цацульников А.Ф.³, Романов А.Е.^{1,2}

¹ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

² Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе
РАН, Санкт-Петербург, Россия

³ НТЦ микроэлектроники РАН, Санкт-Петербург, Россия
aofimov@itmo.ru

Наиболее стабильная β -фаза галлия обладает уникальными свойствами, такими как большая ширина запрещенной зоны (4,9 эВ [1]) и высокие значения поля пробоя (до 8 МВ/см по расчетам [2], 5,3 МВ/см в устройстве [1]), а также относительно высокой подвижностью электронов (до 196 см²/(В·с) [3]) и радиационной стойкостью [4]. Данные параметры обуславливают актуальность применения оксида галлия в производстве устройств силовой электроники и датчиков УФ-диапазона. Ключевой особенностью β -Ga₂O₃ является возможность контролируемого легирования примесями n-типа, среди которых кремний является наиболее часто используемой донорной примесью, использование которой позволяет получать качественные легированные слои β -Ga₂O₃:Si с настраиваемой и стабильной концентрацией электронов [5].

В работе изучается влияние температуры эпитаксиального роста на физические свойства слоев $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ легированных кремнием. Эксперименты проводились на установке газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений Epiquip-VP 50 RP, модернизированной для роста оксидов третьей группы. Для легирования кремнием использовался раствор моносилана (SiH_4). Эпитаксиальный рост легированного слоя $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3\text{:Si}$ осуществлялся на подложках из объемного $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ в течение 1 часа. Были получены эпитаксиальные слои, выращенные при разных температурах роста от 980 до 1100 °C с фиксированным потоком силана 6,7 нмоль/мин.

С помощью рентгеновского дифрактометра были получены кривые качания, свидетельствующие о повышении кристаллического качества образцов при увеличении температуры роста слоя. Методом Ван-дер-Пау были получены значения подвижности электронов и проводимости легированных слоев. Увеличение температуры роста повышает подвижность носителей заряда в структурах и их проводимость. Предполагается, что основным механизмом ограничения подвижности электронов является их рассеяние на заряженных точечных дефектах, например, на вакансиях [6]. В таком случае с повышением температуры содержание кремния в слое увеличивается и, как следствие, увеличивается концентрация электронов. В свою очередь, рост концентрации электронов приводит к экранированию заряженных точечных дефектов (центров рассеяния), уменьшению рассеяния и увеличению подвижности.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-12-00229, <https://rscf.ru/project/24-12-00229/>.

1. Spencer J. A. et al. A review of band structure and material properties of transparent conducting and semiconducting oxides: Ga_2O_3 , Al_2O_3 , In_2O_3 , ZnO , SnO_2 , CdO , NiO , CuO , and Sc_2O_3 // *Applied Physics Reviews*. – 2022. – Т. 9. – №. 1.
2. Stepanov S. et al. Gallium OXIDE: Properties and applica 498 a review // *Rev. Adv. Mater. Sci.* – 2016. – Т. 44. – С. 63-86.
3. Bhattacharyya A. et al. Enhancing the electron mobility in Si-doped (010) $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ films with low-temperature buffer layers // *APL Materials*. – 2023. – Т. 11. – №. 2.
4. Bauman D. A. et al. On improving the radiation resistance of gallium oxide for space applications // *Acta Astronautica*. – 2021. – Т. 180. – С. 125-129.
5. Ji X. et al. Homoepitaxial Si-doped Gallium Oxide films by MOCVD with tunable electron concentrations and electrical properties // *Vacuum*. – 2023. – Т. 210. – С. 111902.
6. Zhang X. et al. Effects of temperature and charged vacancies on electronic and optical properties of $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ after radiation damage // *Optics Express*. – 2023. – Т. 31. – №. 24. – С. 40765-40780.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ПЯТИСЛОЙНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ИЗ СТАЛЕЙ 09Г2С-10Х18Н10

Веселова В.Е., Каманцев И.С., Путилова Е.А.

*Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург, Россия*

le-ra@le-ra.ru

При прокатке слоистых композиционных материалов (КМ) из сталей разного класса возникают сложности, связанные с несовместимостью тепловых и механических свойств и с необходимостью предотвращения дефектов, вызванных внутренними напряжениями и неравномерной деформацией [1, 2]. Одним из способов устранения проблем, связанных с традиционной симметричной прокаткой металлов (СП), является применение асимметричной прокатки (АП) [3]. Асимметрия, создаваемая этим процессом, приводит к возможности создания заданных текстурных и структурных компонентов с целью улучшения механических свойств сплавов и КМ на их основе. В литературе описаны такие методы обработки, как использование валков разных диаметров, изменение угловой скорости или условий трения. Целью настоящей работы стало исследование влияния параметров АП на микроструктуру и механические свойства листового композиционного материала из сталей 09Г2С и 10Х18Н10.

Материалом исследования послужил КМ из листовой низкоуглеродистой стали 09Г2С и аустенитной стали 10Х18Н10, полученный методом горячей прокатки. Схема сборки исходного КМ приведена на рис. 1 а. СП и АП (рис. 1 б) образцов выполняли на стане ЦКБММ-35 «Дуо/кварто» в режиме ДУО, коэффициент асимметрии составил 1,16.



Рис. 1. Схема сборки (а) и АП (б) КМ

При СП наблюдалось частичное расслоение КМ между разнородными сплавами, а также поры, диаметром до 1 мкм на расстоянии 5-30 мкм друг от друга, в то время как АП обеспечила более качественное соединение слоев и снижение межслойной пористости по сравнению с исходным образцом и после СП. Кроме того, АП способствует более эффективному измельчению зерен в средних слоях КМ. После обоих видов прокатки в слоях аустенитной стали 10Х18Н10 формируется развитая субструктура с двойниками деформации, причем плотность двойников после АП выше. Это может быть связано с дополнительной деформацией сдвига при АП.

Рост микротвёрдости слоев после СП неравномерен, так в каждом отдельном слое микротвердость увеличивается на 16...34 % по сравнению с исходным значением, рост микротвёрдости при АП находится в пределах 20,2...27 %.

СП и АП способствуют приросту прочности, при этом наибольшие значения достигаются после АП ($\sigma_{0,2} = 800$ МПа, $\sigma_B = 850$ МПа). Относительное удлинение при СП и АП составляет 15 и 17 %, соответственно.

Таблица 4. Механические свойства при испытаниях на одноосное растяжение КМ в зависимости от режима прокатки

Образец	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
СП	760	840	15
АП	800	850	17

Таким образом, АП 5-слойного КМ из стали 09Г2С-10Х18Н10 при степени асимметрии 1,16 способствует более равномерной деформации и росту механических свойств всего пакета по сравнению с СП.

Работа выполнена в рамках госзадания ИМАШ УрО РАН № 12407500003-6 с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

1. Рогов В.А. Конструкционные и функциональные материалы современного машиностроения. М.: Масштаб, 2006. 176 с.
2. Pastuszak P. D., Muc A. Application of Composite Materials in Modern Constructions // Key Engineering Materials. 2013. V. 542. P. 119-129.
3. Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Бирюкова О.Д., Кожемякина А.Е. Асимметричная прокатка листов и лент: история и перспективы развития // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2020. Т. 20, № 3. С. 81–96.

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО ЦИНКОВОГО СПЛАВА Zn–0,8%Li–0,1%Ca

Сиразеева А.Р., Кулясова О.Б., Парфенов Е.В.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

sirazeewa.arina@mail.ru

Развитие биорезорбируемых имплантатов для ортопедии и кардиоваскулярной хирургии – ключевое направление современной биомедицины [1]. Традиционные постоянные имплантаты требуют повторных операций по удалению и могут вызывать долгосрочные осложнения. Существующие биорезорбируемые сплавы (на основе Mg и Fe) сталкиваются с проблемами: слишком быстрая деградация и потеря механической целостности у магниевых или чрезмерно медленная резорбция у железных сплавов [2-4]. В этом контексте цинковые биорезорбируемые сплавы привлекают все большее внимание как перспективные материалы, способные обеспе-

читать оптимальный баланс между механической прочностью, биосовместимостью и управляемой скоростью коррозии в организме [5].

Несмотря на значительный потенциал цинковых биорезорбируемых сплавов для надежного функционирования временных имплантатов (таких как стенты, костные фиксаторы, скобы) критически важна их механическая стабильность на протяжении всего срока службы, особенно в условиях постоянных или циклических нагрузок. Одной из серьезных проблем, наблюдаемых в ряде цинковых сплавов, является явление разупрочнения при деформации [6-7]. Это проявляется в виде аномалий на кривых напряжение-деформация, скачков деформации, снижения пластичности и, что наиболее критично, в падении напряжения течения при определенных скоростях и температурах деформации. Явление разупрочнения при деформации может значительно ухудшить однородность деформации и его сопротивление ползучести. В данном исследовании проведен поиск подхода, способствующего снижению явления разупрочнения при деформации на примере прокатанного сплава Zn-0,8Li-0,1Ca. Было установлено, что при кратковременных отжигах (10 мин) прокатанных образцов исследуемого сплава происходит возврат структуры, что ведет к незначительному уменьшению прочностных характеристик и одновременному увеличению пластичности (рис.1).

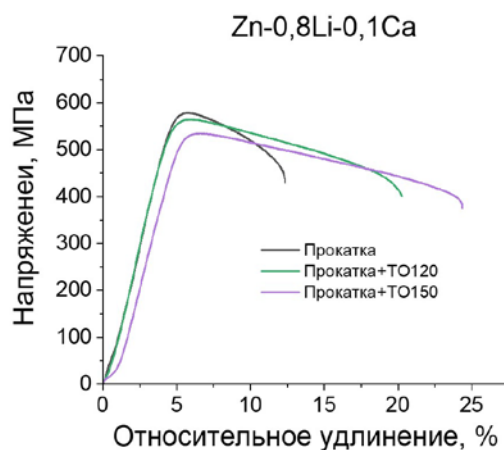


Рис. 1. Кривые растяжения сплава Zn-0,8Li-0,1Ca при различных термических обработках

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-43-00154). Исследовательская часть работы проводилась с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Нанотех» (Уфимский университет науки и технологий).

1. Галишина А. Х., Долгова Е. И., Гилязова Л. Р. Современные подходы к хирургическому лечению посттравматических деформаций орбиты: доказательная база и перспективы развития // Вестник науки. – 2025. – Т. 1. – №. 5 (86). – С. 1028-1032.
2. Гнеденков А. С. и др. Коррозионное разрушение биорезорбируемого сплава Mg-0,8Ca в среде культивирования клеток млекопитающих // Вестник Дальневосточного отделения Российской академии наук. – 2020. – №. 6 (214). – С. 41-49.
3. Савич В. В. Магниево-цинковые сплавы в приборостроении и в медицинской технике // Приборостроение-2020. – 2020. – С. 296-299.
4. Чебодаева В. В. и др. Биорезорбируемый композитный материал на основе железа с добавлением гидроксиапатита: 10.25712/astu. 1811-1416.2024. 03.010 // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2024. – Т. 21. – №. 3. – С. 357–366.

5. Гордиенко И. И. и др. Возможности применения биорезорбируемых имплантов в остеосинтезе переломов костей конечностей у детей и подростков // Медицинский вестник Северного Кавказа. – 2024. – Т. 19. – №. 1. – С. 82-87.
6. Мартыненко Н. С. и др. Исследование биосовместимости in vitro ультрамелкозернистых биорезорбируемых сплавов на основе Zn // Российский биотерапевтический журнал. – 2022. – Т. 21. – №. 3. – С. 40-49.
7. Huang H. et al. Recent advances on the mechanical behavior of zinc based biodegradable metals focusing on the strain softening phenomenon // Acta Biomaterialia. – 2022. – Т. 152. – С. 1-18.

ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ МОДЕЛИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ ХОЛОДНОКАТАНОЙ МЕДИ М1Т НА ОСНОВЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ, ТРЕХМЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ

**Родионов Е.С., Майер А.Е., Погорелко В.В., Черепанов А.Я.,
Лупанов В.Г., Майер П.Н.**

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия
rodionoves.pgd@gmail.com

Для разработки инженерных приложений необходимо опираться на теоретические модели поведения материала при динамических и квазистатических нагрузках. Современный прогресс в развитии моделей пластичности, учитывая рост вычислительных мощностей, позволяет рассматривать исследуемый материал в широком диапазоне скоростей деформации и экспериментальных схем (тест Тейлора, плоское соударение пластин, разрывные машины и т.д.). Параметризация теоретических моделей для конкретного металла или сплава позволит лучше соответствовать инженерной практике. Представлен комбинированный экспериментально – теоретический подход для определения параметров модели и исследования динамической пластичности металлов с использованием современных методов машинного обучения. Представленный подход позволяет в короткие сроки идентифицировать параметры модели для исследуемого металла.

На сегодняшний день существует большое количество экспериментальных методик для исследования поведения металлов при динамическом нагружении. Среди них можно отметить эксперименты о плоском соударении пластин, разрезные стержни т.д. Однако варьирование широких диапазонов скоростей деформации для таких экспериментов невозможно. В работе предложено проведение эксперимента о соударении твердого шара с преградой, в котором возможна широкая реализация скоростей деформации до 10^6 с^{-1} , что сопоставимо с экспериментами о плоском соударении пластин. Для метания ударников используется газовая пушка. Ударник представляет собой шарики, диаметрами 4 и 10 мм из карбида вольфрама, мишень – медная пластина марки М1, толщиной 5 мм. Были проведены микроструктурные исследования испытуемых пластин: (1) – недеформированная пластина М1Т, (2) – деформированная пластина М1Т, диаметр ударника 10 мм, скорость соударения 164 м/с. Средний начальный диаметр зерна, оцененный методом площадей – $25 \pm 1 \text{ мкм}$. Для деформированной пластины исследована область образца между самой глубокой точкой кратера ударной поверхности и тыльной частью пластины. На рисунке 1 показано экспериментально измеренное распределение размера зерна в деформированной области мишени по всей глубине.

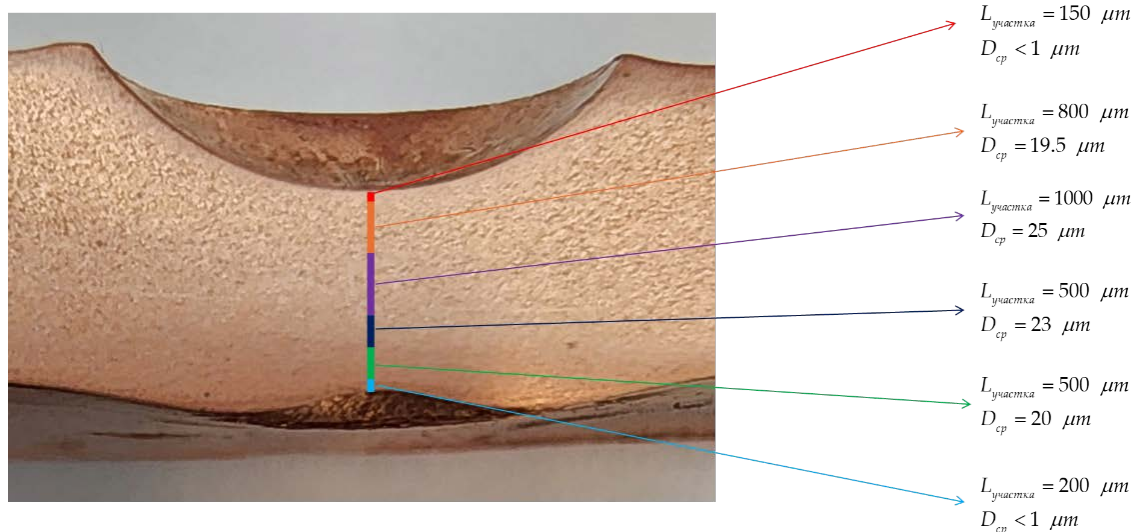


Рис. 1. Распределение размера зерна в деформированной области мишени, диаметр ударника 10 мм, скорость соударения 164 м/с

В численной части модель дислокационной пластичности с учетом кинетики дислокаций, дополненная подмоделью изменения размера зерна и роста пор реализована в трехмерном случае с использованием численной схемы гидродинамики сглаженных частиц (SPH) [1]. Ранее эта модель была проверена для задачи о структуре ударной волны при соударении пластин [2]. Модель была параметризована для случая медных цилиндрических ударников [3]. Для существенного ускорения процесса параметризации предлагается использовать современные методы машинного обучения. Работа модели эмулируется с помощью ИНС (искусственной нейронной сети). ИНС обучается с помощью базы данных, в которой собраны результаты расчетов модели дислокационной пластичности. Параметризация модели выполнена с помощью статистического метода Байеса. В настоящей работе предложен дополненный, по сравнению с [3], подход к параметризации модели, позволяющий увеличить количество идентифицируемых параметров модели, а также более подробным сравнением геометрических профилей образцов. Для идентификации модели изменения размера зерна и роста пор был проведен микроструктурный анализ методами оптической микроскопии для холоднокатанных и отожженных пластин.

Работа поддержана Российским Научным Фондом (проект № 24-71-00080, rscf.ru/project/24-71-00080).

1. Rodionov, E.S., Lupanov, V.G., Gracheva, N.A., Mayer, P.N., Mayer, A.E., 2022. Taylor impact tests with copper cylinders: Experiments, microstructural analysis and 3D SPH modeling with dislocation plasticity and MD-informed artificial neural network as equation of state. *Metals* 12, 264. <https://doi.org/10.3390/met12020264>.
2. Mayer, A.E., Khishchenko, K.V., Levashov, P.R., Mayer, P.N., 2013. Modeling of plasticity and fracture of metals at shock loading. *J. Appl. Phys.* 113(19), 93508. <http://dx.doi.org/10.1063/1.4805713>.
3. Rodionov E.S., Pogorelko V.V., Lupanov V.G., Mayer P.N., Mayer A.E. Modified Taylor impact tests with profiled copper cylinders: experiment and optimization of dislocation plasticity model // *Materials*. – 2023. – V. 16. – P. 5602. <https://doi.org/10.3390/ma16165602>.

РЕОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СТРУКТУРА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА Zn–0,8%Li В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ И РКУП

Хасанова А.Р., Кулясова О.Б., Асфандияров Р.Н., Аксенов Д.А.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия
xasanova-0303@mail.ru

В Российской Федерации на данный момент уровень травматизма на 80 % формировался за счет таких травм, как поверхностные и открытые раны, вывихи, растяжения, травмы мышц и сухожилий, переломы верхних и нижних конечностей [1], по данным причинам современная медицина остро нуждается в пригодных для биорастворимых имплантатов материалах, для которых послужат полностью безопасные для человеческого организма и способные раствориться в нем сплавы – магниевые, железные и цинковые. Существующие магниевые сплавы часто страдают от чрезмерно высокой скорости коррозии и преждевременной потери механической целостности, в то время как железные – от слишком медленной резорбции. Поэтому внимание исследователей на данный момент направлено на цинковые сплавы, не уступающие магнию в биосовместимости и при этом обладающие удовлетворительной скоростью коррозии. Однако чистый Zn и сплавы на его основе имеют низкие показатели механических свойств, что препятствует изготовлению имплантатов.

Повышения механических свойств добиваются путем легирования и интенсивной пластической деформации (ИПД) [2]. Было установлено, что легирование цинковых сплавов литием (Li) позволяет существенно повысить прочность и твердость цинка, приближая механические свойства к требованиям для костных имплантатов [3], организму человека Li не вредит, так как он поддерживает иммунную систему, а также снижает нервную возбудимость [4]. Метод равноканального углового прессования приводит к значительному измельчению структуры, что позволяет в несколько раз повысить механические свойства [2].

Имплантаты в организме подвергаются разнообразным механическим воздействиям. Одноосное сжатие моделирует нагрузки в костной ткани и позволяет исследовать его реологическое поведение в условиях высоких напряжений и сложного напряженного состояния [5]. Таким образом, в работе исследовано реологическое поведение нового биорезорбируемого цинкового сплава Zn-0,8вес.%Li. На основе полученных данных предложены режимы термо-механической обработки, позволяющей достичь высоких прочностных характеристик.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-43-00154). Исследовательская часть работы проводилась с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Нанотех» (Уфимский университет науки и технологий).

1. Щетинин, С.А. Анализ частоты и последствий травматизма в России / С.А. Щетинин // Современные проблемы науки и образования. – 2015. – № 2 (1). – URL: <https://science-education.ru/article/view?id=17871> (дата обращения: 13.02.2025).
2. Валиев, Р. З. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения / Р. З. Валиев, А. П. Жияев, Т. Дж. Лэнгдон. – Санкт-Петербург : Эко-Вектор, 2017. – 479 с.

3. Huang H., Li G., Jia Q. et al. Recent advances on the mechanical behavior of zinc based biodegradable metals focusing on the strain softening phenomenon // *Acta Biomaterialia*. – 2022. – №152. – С. 1-18. DOI:10.1016/j.actbio.2022.08.041.
4. В каких продуктах содержится литий больше всего? // b-apteka.ru : [сайт]. – 2022. – URL: https://b-apteka.ru/articles/v-kakih-produktah-soderzhitsya-litij-bolshe-vsego?utm_referrer=https%3A%2F%2Fyandex.ru%2F (дата обращения 24.06.2025).
5. Федорова Н. В. и др. Влияние циклических нагрузок на механические параметры костно-пластического материала // *Российский журнал биомеханики*. – 2024. – Т. 28. – №. 2. – С. 38-51.

ЭВОЛЮЦИЯ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ ЗАБАЙКАЛЬСКОЙ ЖЕЛЕЗНОЙ ДОРОГИ

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

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

²*Томский государственный архитектурно-строительный университет
Томск, Россия, natalya-popova-44@mail.ru*

³*АО «Евраз Западно-Сибирский металлургический комбинат»
Новокузнецк, Россия, Egor.Polevoj@evraz.com,
Roman.Molokanov@evraz.com*

По мере развития экономики Российской Федерации, непрерывно увеличивается объем товаров для внутреннего потребления в стране, перевозимых железнодорожным транспортом. В связи с этим возрастают и требования к железнодорожным путям одной из главных составляющих которых являются рельсы. Среди требований, предъявляемых к рельсам важнейшим является их эксплуатационная надежность, поэтому актуальным является изучение механизмов разрушения, изменения морфологической структуры рельсов под воздействием циклических контактных нагрузок – изгибных и ударных, вызванных эксплуатацией. В настоящем исследовании изучено изменение морфологических составляющих структуры и фазового состава стали вдоль центральной оси симметрии рельса на глубине 10 мм от поверхности катания по результатам их длительной эксплуатации. Выбор глубины образца обусловлен тем, что контактные напряжения действуют на глубине не более 10 мм, на расстоянии от поверхности катания до 10 мм структура и свойства достаточно однородны в новых рельсах и на 10 мм структура в процессе эксплуатации практически не меняется от контактных напряжений, поэтому исследуя структуру рельсов на 10 мм и на поверхности катания после их эксплуатации можно оценить деструкцию металла. Образцы для исследования вырезались из головки рельсов типа Р65 категории ДТ400ИК из стали марки Э90ХАФ после эксплуатации 234 млн т брутто на Забайкальской железной дороге (далее – ЗЖД). Химический состав и механические свойства соответствуют ГОСТ Р 51685-2013. Исследования проводились методом дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с применением электронного микроскопа JEM-2100. В результате проведенного исследования уста-

новлено, что на расстоянии 10 мм от поверхности образца структура стали представлена тремя морфологическими составляющими (рис. 1).

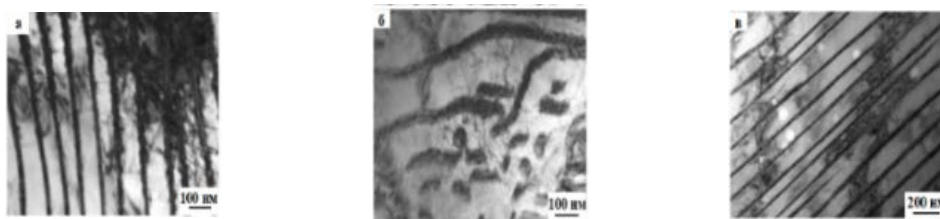


Рис. 1. ПЭМ-изображения морфологических составляющих структуры заэвтектоидной стали Э90ХАФ вдоль центральной оси симметрии на расстоянии 10 мм от поверхности катания [1]: а – пластинчатый перлит; б – разрушенный пластинчатый перлит; в – фрагментированный пластинчатый перлит

Первая морфологическая составляющая – пластинчатый перлит, представляет собой чередование параллельных пластин феррита и цементита. Ширина пластин α -фазы в среднем составляет 125 нм, средняя толщина пластин цементита – 25 нм. Объемная доля пластинчатого перлита – 65%. Вторая составляющая – разрушенный пластинчатый перлит – это участки или колонии пластинчатого перлита с изогнутыми и разрушенными пластинами цементита. Объемная доля составляет 25%, а средний размер частиц цементита – 60×230 нм, их объемная доля в этой морфологической составляющей перлита составляет ~9%. Третьей морфологической составляющей является фрагментированный пластинчатый перлит, объемная доля – 10%. Наибольшие изменения в результате эксплуатации произошли в поверхностном слое. Теперь структура стали представлена уже не тремя, а четырьмя морфологическими составляющими. Это: пластинчатый, разрушенный, фрагментированный перлит и новая образованная субзеренная структура. ПЭМ-изображения этих морфологических составляющих представлены на рис. 2.

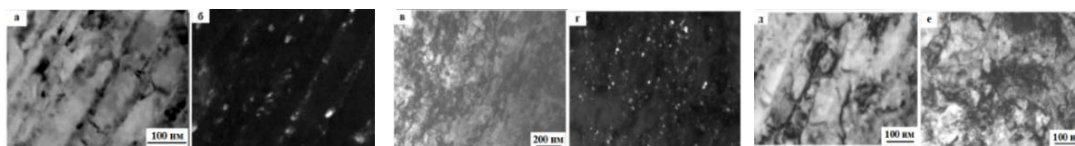


Рис. 2. ПЭМ-изображения морфологических составляющих структуры заэвтектоидной стали Э90ХАФ вдоль центральной оси симметрии в поверхностном слое [1]: пластинчатый перлит (а) и его темнопольное изображение, полученное в рефлексе цементита [211] (б); разрушенный пластинчатый перлит (в) и его темнопольное изображение, полученное в рефлексе цементита [012] (г); фрагментированный перлит (д); субзеренная структура (е)

Пластинчатый перлит сохранился в небольшом количестве – 15% от объема материала, расстояние между пластинами уменьшилось до 95 нм, а пластины цементита разрушились на мелкие частицы с средним размером 20 нм. В разрушенном перлите произошло полное разрушение пластин цементита. Эта структура составляет 40% от всего объема материала, объемная доля цементита в этой структуре – 1,2%. Фрагментированный перлит сохраняется и в поверхностном слое и составляет в объеме материала также 10%, при этом размер фрагментов уменьшается до величины 10×125 нм. Уменьшение размера фрагментов обусловлено образованием новых дислокационных стенок, но теперь не только поперек, но и вдоль пластин α -фазы. Образование субзеренной структуры можно объяснить тем, что в результате

интенсивной пластической деформации в поверхностном слое рельса высокая плотность дислокаций привела к более интенсивному образованию новых дислокационных стенок как вдоль, так и поперек фрагментов, что привело к образованию изотропных (равноосных), либо близких к ним субзерен. В результате фрагментированная структура превратилась в новую структуру – субзеренную, размер зерен в которой находится в пределах 50-400 нм. Средний размер субзерен составляет 150 нм. Объемная доля этой структуры в поверхностном слое составляет 35%.

Таким образом, установлено, что на глубине 10 мм от поверхности катания после длительной эксплуатации структура рельсов представлена тремя морфологическими составляющими: пластинчатым, разрушенным и фрагментированным перлитом. Длительная эксплуатация рельсов привела к разрушению пластинчатого перлита, интенсивной фрагментации перлита и затем к образованию субзеренной структуры.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20020, <https://rscf.ru/project/25-29-20020/>.

1. Тонкая структура длинномерных рельсов из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации : монография / М. А. Порфирьев, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов [и др.]. – Новокузнецк : Полиграфист, 2023. – 284 с. ISBN 978-5-91797-324-1.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Щапов Г.В., Казанцева Н.В.

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,
Екатеринбург, Россия
hg-1994@mail.ru*

Аннотация

Сварка трением с перемешиванием (СТП) является перспективным методом соединения алюминиевых сплавов, обеспечивающим высокую прочность и минимальные деформации за счет отсутствия плавления металла. Применяется, в основном, для сварки изделий из алюминиевых сплавов, которым требуется очень высокая прочность сварного шва. В данной работе исследовано влияние тепловложения в условиях СТП на формирование макроскопических дефектов и механические свойства сварных соединений сплава АМГ5 (аналог АА5056). В работе анализируется микроструктура сварного шва, полученного методом сварки трением с перемешиванием, условия образования и способы исключения макроскопических дефектов в алюминиевых соединениях.

Ключевые слова: Сварка трением с перемешиванием, структура, макроскопические дефекты.

В работе были исследованы образцы из алюминиевого сплава марки АМг5, полученные методом сварки трением с перемешиванием (СТП). Качественное формирование швов можно обеспечить за счет правильного тепловложения, определяемого режимом СТП: глубиной погружения инструмента в свариваемый металл, частотой вращения инструмента и скоростью его линейного перемещения вдоль стыка или скоростью сварки $V_{св}$ [1]. Для получения бездефектного сварного шва при сварке трением с перемешиванием должны выполняться определенные условия, а именно, материал должен быть достаточно разогрет для пластического течения, чтобы равномерно заполнять область сварного шва при движении инструмента. В работе [2] была предложена формула, учитывающая параметры сварки, для расчета коэффициента тепловложения:

$$k = \frac{V_{св}}{N_{св}}, \quad (1)$$

где $V_{св}$ – скорость сварки, мм/мин, $N_{св}$ – скорость вращения инструмента, об/мин. При недостаточном тепловложении в сварных швах образуются дефекты типа “whormhole” и “kissing bond”, которые наблюдаются в нашем сварном соединении на рис. 1. Оптимизация режимов сварки позволяет минимизировать дефекты и улучшить механические свойства.

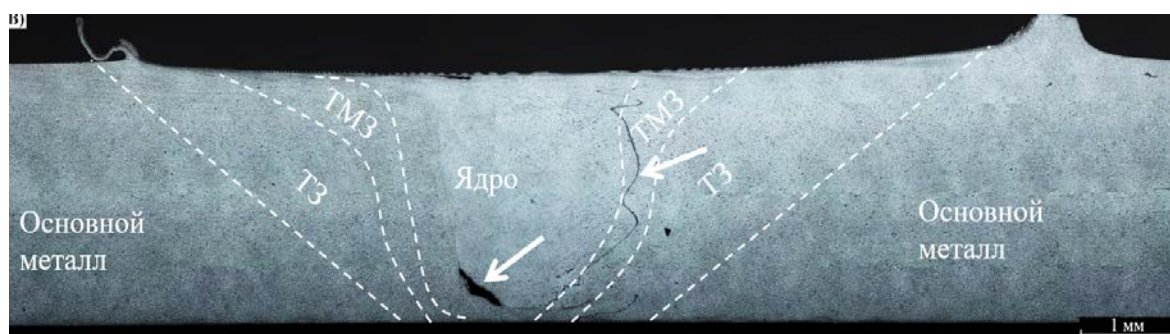


Рис. 1. Микроструктура сварного шва с наблюдаемыми дефектами, поперечное сечение, оптика

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Аддитивность», № 121102900049-1).

1. Drits, A.M., Ovchinnikov, V.V., Bakshaev, V.A. Criteria for mode parameter choice of friction welding with stir of thin sheets of aluminum alloy 1565ch. // Non-Ferrous Metals. 2018. Vol.1. P. 85-93.
2. Овчинников В.В., Дриц А.М. Технологические особенности сварки трением с перемешиванием соединений алюминиевых сплавов системы Al–Mg // Science intensive technologies in mechanical engineering. 2019. № 3. С. 7-20

МАГНЕТРОННОЕ РАСПЫЛЕНИЕ МИШЕНИ ИЗ МАХ-ФАЗ СИСТЕМЫ Ti–Al–C

Николаев А.А., Маслов А.А., Рамазанов К.Н.

Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

nikolaev.aa@ugatu.su

МАХ фазы представляют собой группу тройных гексагональных карбидов и нитридов с общей формулой $M_{n+1}AX_n$, где $n=1\ldots3$, М – переходный d-металл; А – р-элемент (например, Si, Ge, Al, S, Sn и др.); X – углерод или азот [1]. Для этой группы соединений характерно уникальное сочетание физических и механических свойств, делающих их перспективными материалами в различных областях и располагающих их между металлами и керамикой. Как металлы, они легко поддаются механической обработке [2,3]. Все МАХ фазы являются проводниками электрического тока с удельным сопротивлением в диапазоне от 0,07 до 2 мВм. В некоторых случаях их проводимость даже может быть выше, чем у их чистого М-элемента. Также МАХ-фазы обладают хорошими механическими свойствами, легко деформируются при сжатии. Они имеют сравнительно невысокую твердость, обычно это значения по Виккерсу в диапазоне от 1,4 до 8 ГПа, устойчивы к трещинам и деформациям и пластичны при высоких температурах. Магнетронное напыление является наиболее распространенным методом получения функциональных покрытий из МАХ фаз благодаря сравнительной простоте метода, высокой гибкости и хорошему контролю над составом получаемого материала [4].

Для напыления жаростойкого покрытия на основе МАХ фаз системы Ti–Al–C использовался магнетрон и генератор газовой плазмы несамостоятельного дугового разряда “ПИНК”. Мишень для распыления была изготовлена при помощи метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза способом свободного СВС-сжатия. Использовались мишени диаметром 100 мм двух составов с обозначениями «2-1-1» и «3-1-2». Мишень «2-1-1» была изготовлена с целью получения технически чистой МАХ фазы Ti_2AlC , мишень «3-1-2» была изготовлена с целью получения технически чистой МАХ фазы Ti_3AlC_2 .

В работе было показано что метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза можно использовать с целью изготовления мишеней из МАХ фаз Ti–Al–C для магнетронного напыления жаростойких покрытий. Магнетронное напыление с плазменным ассистированием позволяет осаждать МАХ фазы из состава мишени с малым расхождением состава пленки и мишени и высокой степенью кристалличности.

1. Anasori B. et al. Experimental and theoretical characterization of ordered MAX phases Mo_2TiAlC_2 and $Mo_2Ti_2AlC_3$ //Journal of Applied Physics. – 2015. – Т. 118. – №. 9.
2. Alam M. S. et al. Advancements in MAX phase materials: structure, properties, and novel applications //RSC advances. – 2024. – Т. 14. – №. 37. – С. 26995-27041.
3. Zhang F. et al. Microstructure and reaction mechanism of Ti–Al–C based MAX phase coatings synthesized by plasma spraying and post annealing //Surface and Coatings Technology. – 2022. – Т. 441. – С. 128584.
4. Tang C. et al. Synthesis and characterization of Ti_2AlC coatings by magnetron sputtering from three elemental targets and ex-situ annealing //Surface and Coatings Technology. – 2017. – Т. 309. – С. 445-455.

ВЛИЯНИЕ ГАФНИЯ НА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Mg–Zn–Cu

Тураева З.С., Яковцева О.А., Михайловская А.В.

Университет науки и технологий МИСИС,

Москва, Россия

m1909900@edu.misis.ru

Алюминиевый сплав AA7475 широко применяется для сверхпластической формовки (СПФ), благодаря своим высоким показателям сверхпластичности при определенных температурно-скоростных условиях. Оптимальные параметры СПФ для данного сплава обычно находятся в диапазоне 480-520°C при скоростях деформации порядка 10^{-3} – 10^{-4} с⁻¹, что обеспечивается за счет формирования мелкозернистой структуры (размер зерна ≤ 10 мкм), достигаемой легированием дисперсообразующими элементами и специальными режимами термомеханической обработки. Добавка переходных или редкоземельных металлов, таких как Sc и Zr, может эффективно измельчать зерно литых алюминиевых сплавов [1,2]. Это связано с тем, что Zr или Sc приводят к образованию первичных фаз Al_3Sc или Al_3Zr , а также наноразмерных когерентных частиц с L_{12} -структурой Al_3Sc или Al_3Zr , которые могут выступать в качестве эффективных центров кристаллизации для Al или препятствовать миграции границ зерен и субграниц, что в результате приводит к измельчению зерна [1]. Подобно Sc и Zr, гафний (Hf) способен образовывать наноразмерные когерентные выделения Al_3Hf с L_{12} -структурой в алюминиевой матрице [2]. Однако на сегодняшний день в опубликованной литературе представлено крайне мало исследований механизма измельчения зерна в алюминиевом сплаве легированием Hf.

В данном исследовании были получены сплавы Al–3,5Zn–4,5Mg–0,8Cu–0,2Mn–0,1Cr–0,15Zr–0,08Fe–0,05Si с добавками 0,2% Hf/0,15% Sc. Были определены показатели сверхпластичности при температурах 440°C и 480°C с постоянной скоростью деформации 1×10^{-3} с⁻¹ и 5×10^{-3} с⁻¹.

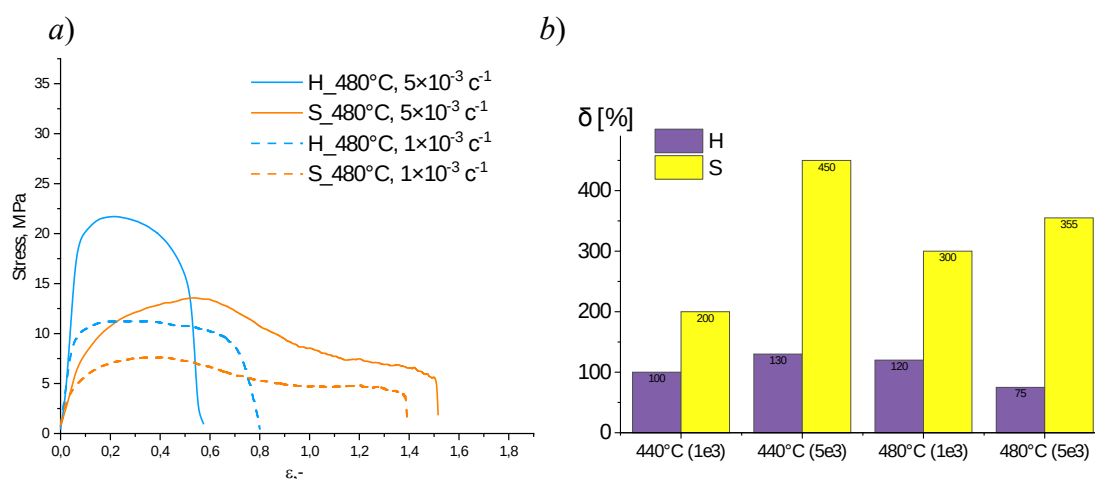


Рис. 1. Зависимости напряжения течения от степени деформации (a) и температурная зависимость относительного удлинения (δ, %) сплавов (b)

Добавка 0.2% Hf привела к образованию дисперсных частиц Al(Hf,Zr), которые несколько повысили термическую стабильность микроструктуры, но не обеспечили значительного улучшения сверхпластичности. Относительное удлинение сплава с Hf составило 75-120%, что существенно ниже показателей Sc-содержащего сплава (300–450%).

Полученные данные позволяют сделать вывод о принципиально различном влиянии скандия и гафния на сверхпластические свойства сплава системы Al–Zn–Mg–Cu. Несмотря на схожий механизм действия через образование наноразмерных выделений, скандий обеспечивает значительно более высокую термическую стабильность структуры и, как следствие, лучшие показатели пластичности. Гафний в исследованной концентрации не продемонстрировал сопоставимой эффективности, что ограничивает его применение в качестве самостоятельной микролегирующей добавки для достижения сверхпластичности. Перспективным направлением дальнейших исследований может стать изучение комбинированного воздействия скандия и гафния с целью возможного синергетического эффекта.

1. A.V. Pozdnyakov, A.A. Osipenkova, D.A. Popov, S.V. Makhov, V.I. Napalkov. Effect of Low Additions of Y, Sm, Gd, Hf and Er on the Structure and Hardness of Alloy Al – 0.2% Zr – 0.1% Sc. *Met. Sci. Heat. Treat.*, 58 (9–10) (2017), pp. 537-542, 10.1007/s11041-017-0050-z
2. Hong-ying LI, De-wang LI, Zhi-xiang ZHU, Bao-an CHEN, Xin CHEN, Chang-long YANG, Hong-yu ZHANG, Wei KANG, Grain refinement mechanism of as-cast aluminum by hafnium, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Volume 26, Issue 12, 2016, Pages 3059-3069, ISSN 1003-6326, [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64438-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64438-2).

ПЛАСТИЧЕСКАЯ РЕЛАКСАЦИЯ НА ГРАНИЦАХ НАНОЗЕРЕН В АЛЮМИНИИ: АТОМИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ, МАШИННОЕ ОБУЧЕНИЕ И КОНТИНУАЛЬНАЯ МЕХАНИКА

**Красников В.С., Манухина К.Д., Латыпов Ф.Т., Воронин Д.С.,
Майер А.Е.**

*Челябинский государственный университет,
Челябинск, Россия
vas.krasnikov@gmail.com*

В работе представлено многоуровневое исследование механизмов деформации нанокристаллического (НК) алюминия, сочетающее масштабные молекулярно-динамические (МД) расчеты с методами машинного обучения для переноса атомистических данных в континуальные модели. Систематически изучены симметричные границы наклона зерен (ГЗ) с углами разориентации от 8.79° ($\Sigma 85a$) до 36.87° ($\Sigma 5$), что позволило установить фундаментальные взаимосвязи между удельной энергией ГЗ и механическим откликом.

Установлена чувствительность напряжений активации пластической релаксации в системе и механизма первоначальной пластической релаксации от удельной энергии ГЗ в пределах одного угла разориентации. Для границ наклона получено, что малоугловые ГЗ (8.79°) разной удельной энергии демонстрируют миграцию границ, с последующей аннигиляцией зернограницных дислокаций. Рост сдвиговых

напряжений в дальнейшем приводит к зарождению вторичных дислокаций, являющихся дислокациями Шокли. В таких системах наблюдается одинаковый механический отклик на деформацию. С увеличением угла разориентации до 10.38° основным механизмом активации пластической релаксации в чистом алюминии оставалась миграция ГЗ. В то же время в одной системе пластическая релаксация активировалась за счёт вращения зёрен. Эта система обладала наибольшей удельной энергией ГЗ. Для угла 22.62° основным механизмом пластической деформации являлось проскальзывание по ГЗ. При этом в различных системах наблюдалось как проскальзывание по обеим границам, так и проскальзывание первоначально только по одной границе. Для этого угла получен значительный разброс критических напряжений активации пластической деформации с немонотонной зависимостью от энергии ГЗ. Для угла 36.87° наблюдается преимущественно вращение зерен с проскальзыванием по ГЗ и реализуется единственный случай, когда происходила миграция для системы с минимальной энергией.

Таким образом, выявлены три основных механизма пластической релаксации: 1) миграция ГЗ в малоугловых системах; 2) проскальзывание по ГЗ сопряженное с вращением зерен в средне- и большеугловых системах; 3) дислокационная пластичность. Первые два механизма доминируют на начальных стадиях деформации, тогда как дислокационные процессы активируются на поздних этапах. Инициирование дислокационной пластичности происходит различными путями в зависимости от первичного механизма: 1) после миграции ГЗ – через испускание дислокационных сегментов из мест аннигиляции дислокационных стенок; 2) при проскальзывании/вращении - при достижении локальных напряжений на ГЗ критических значений (4-5 ГПа в областях ~ 1 нм). Временной масштаб перехода к дислокационной пластичности существенно варьирует (50-600 пс) в зависимости от характеристик ГЗ, отражая различия в барьерах нуклеации дефектов для мало- и большеугловых границ. Обнаружен новый механизм кинематического упрочнения при проскальзывании с вращением зерен, обусловленный возникновением нормальных компонент напряжений, препятствующих скольжению.

МД-результаты демонстрируют необходимость тщательного статистического анализа атомистических данных для их корректного переноса на континуальный уровень. Особое внимание требуется к 35-40% вариациям напряжений миграции ГЗ и 80% разбросу напряжений активации проскальзывания. Учитывая значительную вариативность механизмов пластической релаксации и разброс критических напряжений, было принято решение использования методов машинного обучения для переноса данных с МД на континуальный уровень. Разработанная нейросетевая модель аппроксимирует пластический потенциал, реконструированный по МД-данным. Реализация этого подхода в методе сглаженных частиц обеспечивает эффективную процедуру переноса атомистической информации для прогнозирования поведения НК-алюминия на макроуровне.

Работа выполнена при поддержке РФФ, грант № 24-11-20031.

ТВЕРДОРАСТВОРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ НЕЭКВИАТОМНЫХ ГЦК-СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni–Co–Cr НИОБИЕМ И МАРГАНЦЕМ

Кузнецова В.А.¹, Панова В.С.¹, Осинцев К.А.², Коновалов С.В.¹,
Панченко И.А.¹

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

²Институт лазерного и оптоэлектронного интеллектуального производства,
Университет Вэньчжоу, Вэньчжоу, Китай
kirillov@yandex.ru

Разработка конструкционных материалов, способных сохранять высокий уровень прочности и пластичности в широком диапазоне температур, является ключевой задачей современного материаловедения. Высоко- и среднеэнтропийные сплавы (ВЭС/СЭС) с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой, такие как NiCoCr, демонстрируют превосходную пластичность, однако их прочность при повышенных температурах (> 600 К) недостаточна для многих высокотехнологичных применений. Один из путей решения этой проблемы — твердорастворное упрочнение за счет легирования элементами с большим атомным радиусом. Однако такие элементы, как ниобий (Nb), часто провоцируют образование хрупких интерметаллических фаз (например, фаз Лавеса), что приводит к потере пластичности. Цель данной работы — разработка и теоретический анализ неэквивалентных композиций в системе Ni–Co–Cr–Nb–Mn, позволяющих достичь твердорастворного упрочнения при сохранении однофазной ГЦК-структуры.

Для поиска перспективных составов был применен двухэтапный подход. На первом этапе был проведен термодинамический анализ более 194 тысяч пятикомпонентных композиций системы Ni–Co–Cr–Nb–Mn. С помощью программного обеспечения HEAPS были рассчитаны термодинамические параметры и проведена оценка фазовой стабильности на основе трех независимых полуэмпирических критериев, учитывающих энтропию и энтальпию смешения, а также разницу в атомных радиусах [1]. На втором этапе для отобранных однофазных ГЦК-композиций был рассчитан предел текучести в диапазоне температур от 77 К до 673 К с использованием теории твердорастворного упрочнения для неупорядоченных сплавов, учитывающей упругое взаимодействие дислокаций с атомами растворенных элементов [2].

В результате термодинамического анализа была выявлена 31 неэквивалентная композиция, для которой прогнозируется стабильность однофазного ГЦК твердого раствора. Полученные композиции содержат 2 ат. % Nb, 2-6 ат. % Mn, 12-25 ат. % Cr и имеют высокое суммарное содержание Ni и Co (72-80 ат. %), что обеспечивает стабильность ГЦК-матрицы. Расчеты механических свойств показали, что твердорастворное упрочнение за счет совместного легирования Nb и Mn позволяет значительно повысить предел текучести по сравнению с известными аналогами. Так, для композиции Nb₂Co₄₀Cr₁₂Ni₄₀Mn₆ прогнозируемый предел текучести (без учета зернограницного упрочнения) при комнатной температуре составляет 321 МПа, а при 673 К — более 170 МПа, что в 2,7 и 4 раза выше, чем у сплава Кантора CoCrFeMnNi при тех же температурах. Основной вклад в упрочнение вносят сильные искажения кристаллической решетки, создаваемые атомами Nb. Анализ температурной зависимости прочности показал, что ее снижение с ростом температуры обусловлено термически активируемым характером движения дислокаций, преодолевающих локальные барьеры, созданные атомами легирующих элементов. Сохранение пластичной ГЦК-

матрицы без хрупких интерметаллидов позволяет ожидать, что разработанные сплавы будут обладать хорошей пластичностью.

Предложенный подход позволил идентифицировать перспективные неэквивалентные ГЦК-сплавы в системе Ni–Co–Cr–Nb–Mn с высоким потенциалом прочности при повышенных температурах. Показано, что за счет оптимизации состава возможно эффективно использовать твердорастворное упрочнение Nb, избегая при этом образования интерметаллических фаз. Полученные результаты открывают новые пути для целенаправленной разработки конструкционных материалов для работы в экстремальных условиях и требуют дальнейшей экспериментальной верификации.

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

1. Martin P. et al. HEAPS: A user-friendly tool for the design and exploration of high-entropy alloys based on semi-empirical parameters // Computer Physics Communications. 2022. Vol. 278. P. 108398.
2. Varvenne C. et al. Solute strengthening in random alloys // Acta Materialia. 2017. Vol. 124. P. 660–683.

ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ЦИКЛОВ И УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ 3D-ПЕЧАТИ

Власов И.В., Гордиенко А.И., Семенчук В.М.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
viv@ispma.ru

Применение аддитивных технологий позволяет существенно сократить производственный цикл изделия — от концепции до готовой детали. Такие технологии обеспечивают создание конструкций сложной формы и снижают затраты на их производство. Среди аддитивных технологий активно развивается технология WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing), основанная на электродуговой сварке с использованием проволоки. Она позволяет быстро изготавливать крупногабаритные изделия с применением стандартного сварочного оборудования.

Аустенитные хромоникелевые стали широко применяются в аддитивном производстве благодаря высокой прочности, коррозионной стойкости и термостойкости. Однако при послойной 3D-печати такие стали подвергаются быстрому охлаждению, что приводит к направленной кристаллизации, образованию остаточных напряжений, повышенному содержанию δ -феррита и возможному формированию σ -фазы [1]. Повторный нагрев сформированных ранее слоёв за счёт нанесения новых влияет на микроструктуру материала и его свойства.

Для снижения скорости охлаждения применяются различные методы оптимизации технологического процесса, включая режимы с низким тепловложением, охлаждение в период между нанесением слоёв и регулирование параметров печати [2]. Однако технологические ограничения WAAM затрудняют снижение скорости охлаждения слоя. Исследование процессов теплопереноса, охлаждения и повторного

нагрева могло бы способствовать разработке системы рекомендаций для оптимизации режимов печати и выбора эффективной посттермической обработки.

Целью настоящей работы являлась оценка влияния тепловложения в процессе формирования изделия по технологии WAAM на микроструктуру аустенитной нержавеющей стали.

В качестве материала для печати использовалась сварочная проволока CB-04X19H11M3. Печать модельной стенки (рис. 1, а) проводилась в защитной среде Ar–CO (82/18 %) с применением робота FANUC ARC MATE 100iD и источника питания EWM Titan XQ R 400 в режиме сниженного тепловложения coldArc. Перед нанесением каждого нового слоя предыдущий охлаждался до температуры 200 °С сжатым воздухом. Охлаждение начиналось после того, как температура стенки достигала 600 °С для ускорения процесс печати и предотвращения накопления тепла.

С помощью тепловизора FLIR A305sc проводились измерения температуры поверхности стенки после нанесения каждого слоя. На основе полученных данных были построены графики, отражающие скорость охлаждения (рис. 1, б), максимальную температуру слоя (рис. 1, в) и время его охлаждения до 300 °С (рис. 1, г). График 1 (рис. 1, б–г) иллюстрирует термическую историю последнего сформированного слоя. Дополнительно температура измерялась в отдельных слоях — 5, 18 и 30 (графики 5, 18 и 30 соответственно) — после удаления зоны печати для оценки влияния повторных тепловложений от новых слоёв.

Скорость охлаждения (рис. 1, б) определялась как время, необходимое для снижения температуры слоя на 50 °С от максимального значения. Для первых семи слоёв наблюдалась высокая скорость охлаждения из-за быстрого отвода тепла в подложку и сварочный стол. Начиная с восьмого слоя, скорость охлаждения стабилизировалась на уровне 100 °С/с. При повторном нагреве ранее сформированных слоёв (слои 5, 18 и 30) скорость охлаждения резко снижалась. После нанесения 5–6 дополнительных слоёв она достигала минимальных значений (1 °С/с) и оставалась на этом уровне.

График максимальной температуры слоя (рис. 1, в) демонстрирует рост для первых трёх слоёв, что связано с накоплением тепла в подложке и сварочном столе. С четвёртого слоя максимальная температура достигла 1200 °С и сохранялась на этом уровне. Высокая температура повторного нагрева от нанесения новых слоёв, несмотря на её кратковременность, могла оказывать влияние на структуру нижележащих слоёв стенки. Согласно термической истории 5-го, 18-го и 30-го слоёв, наибольшему нагреву подвергались последние 2–3 слоя (свыше 1000 °С). При удалении зоны печати на 4–5 слоёв выше повторный нагрев не превышал 600 °С.

Несмотря на охлаждение каждого нового слоя до 200 °С, происходило постепенное увеличение времени охлаждения стенки до 300 °С (рис. 1, г). Быстрый рост этого параметра наблюдался в течение первых семи слоёв; далее увеличение происходило плавно. В слоях 5, 18 и 30 время охлаждения после нанесения следующих 3–4 слоёв совпадало со временем охлаждения последнего слоя, что свидетельствовало о сильном перераспределении тепла от новых слоёв к предыдущим.

В микроструктуре модельной стенки наблюдались повторяющиеся зоны, соответствующие отдельным слоям. В структуре стенки выявлены аустенит и δ-феррит различной морфологии. В зоне сплавления слоёв наблюдались столбчатые формы δ-феррита, обусловленные высокими температурными градиентами. Далее формировались вермикулярная, речная и скелетная морфологии, а в верхней части слоя — ячеистая структура с укрупнёнными аустенитными зёрнами.

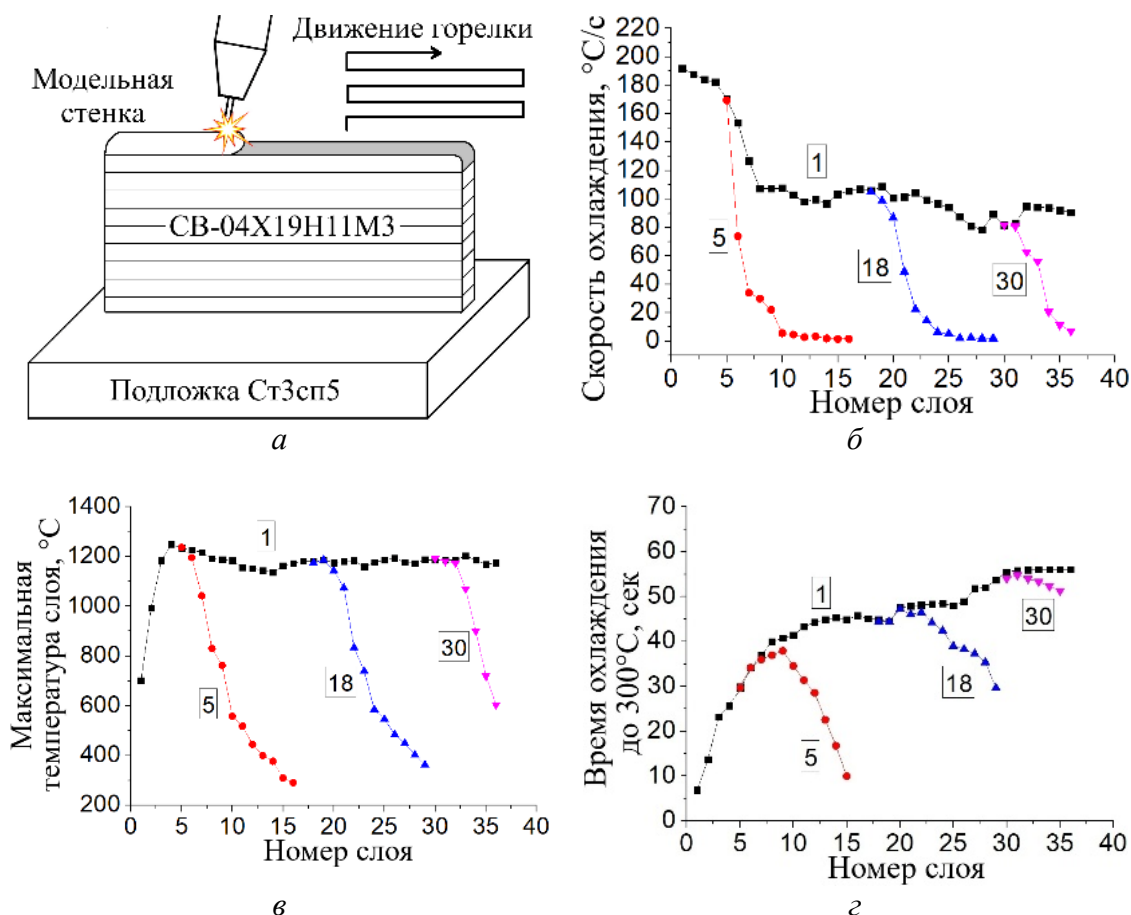


Рис. 1. Схема печати модельной стенки (а); графики: скорости охлаждения (б), максимальной температуры слоя (в), времени охлаждения до 300 °C (г)

Полученные результаты показали значительное влияние повторного термического воздействия, анализ которого может позволить оптимизировать режимы печати и разрабатывать корректирующие термические воздействия.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00827.

1. Aberkane, S. Microstructure and Micromechanical Properties of Delta Ferrite Morphologies in Wire Arc Additive Manufacturing 316LSi Austenitic Stainless Steel / S. Aberkane, B. Mehdi, R. Badji, H. Merabti, A. Y. Khereddine. — *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2025. Т. 14. — С. 1–14. — DOI: 10.1007/s13632-025-01187-1.
2. Long, P. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of a Wire-Arc Additive Manufactured Austenitic Stainless Steel: Effect of Processing Parameter / P. Long, D. Wen, J. Min, Z. Zheng, J. Li, Y. Liu. — *Materials*, 2021. Т. 14, № 7. — С. 1681. — DOI: 10.3390/ma14071681.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ INCONEL 625/(WC,W₂C), СФОРМИРОВАННЫХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ

Базалеева К.О., Понкратова Ю.Ю., Сафарова Д.Э., Шипшев Р.Б.,
Алексеев А.В.

Российский университет дружбы народов им. Патриса Лумумбы, Москва, Россия

Композиционные покрытия на основе никелевых сплавов, армированных керамическими фазами внедрения, применяются для повышения износостойкости и коррозионной стойкости стальных деталей. Лазерная наплавка является одной из перспективных технологий нанесения таких металлматричных композитов. Варьируя содержание упрочняющей карбидной фазы и технологические параметры процесса лазерной наплавки, можно управлять структурой синтезируемых слоев и, следовательно, их свойствами. В данной работе проведен структурный анализ композиционных покрытий, в которых в качестве матрицы выступал жаропрочный никелевый сплав Inconel 625, а в качестве упрочняющей фазы.

Для лазерной наплавки были использованы сферические порошки, дисперсность частиц порошка Inconel 625 составляла $63 \div 100$ мкм, карбида вольфрама – $45 \div 106$ мкм. Рентгеновским фазовым анализом в порошке Inconel 625 выявлен только γ -твердый раствор, в карбиде вольфрама присутствуют WC и W₂C фазы. Наплавка производилась в защитной атмосфере Ar на стальные подложки (12X18H10T). Содержание карбида вольфрама в покрытии варьировалось в интервале $10 \div 50$ об.%, при синтезе покрытий одного состава использовались режимы с различной удельной энергией лазерного излучения. Удельная энергия лазера оценивалась по отношению мощности лазера P к скорости сканирования лазера V , и были использованы режимы с $P/V = 1; 1.25; 1.33$ и 1.67 . Фазово-структурное состояние покрытий исследовалось методами оптической и растровой электронной микроскопии, энергодисперсионного рентгеновского микроспектрального анализа, рентгеновской дифракции, кроме того, определялась микротвердость матрицы покрытия.

Установлено, что в структуре покрытий присутствуют следующие структурные составляющие: исходные карбидные частицы, вокруг них «ореол», синтезированный из атомов карбидных частиц и матрицы, дендритная матрица с междендритным пространством, представляющим собой частично эвтектическую структуру, частично выделения избыточной фазы. При этом в карбидных частицах практически не растворяются атомы матрица, «ореол» и междендритное пространство обогащено карбидообразующими элементами и углеродом, в дендритах повышенное содержание никеля. Выявлен фазовый состав покрытий: γ -твердый раствор, исходные карбидные фазы WC и W₂C, а также синтезированные при наплавке карбиды $\eta_1(\text{Ni}_3\text{Mo}_3\text{C})$ и MoNbC_2 . Установлено, что количество карбидных фаз немонотонно меняется в зависимости от исходного содержания карбида вольфрама в покрытии, что, предположительно, связано с эффектом насыщения матрицы покрытия углеродом. Также наблюдается немонотонная зависимость параметра решетки γ -твердого раствора от содержания карбида вольфрама: увеличение содержания карбида до 30 % вызывает рост периода решетки, дальнейшее его увеличение приводит к значительному уменьшению периода решетки. Высказано предположение о влиянии на период решетки двух процессов: растворения исходных карбидных частиц и выделения новых карбидных фаз $\eta_1(\text{Ni}_3\text{Mo}_3\text{C})$ и MoNbC_2 . Показано, что основным механизмом упрочнения матрицы покрытия является дисперсионный за счет частиц η_1 – фазы.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ FeGaCe ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Стрижаченко И.Р.¹, Гervasьева И.В.¹, Милютин В.А.¹, Калонов А.А.¹,
Ахмедьянов А.М.², Самойлов С.П.²

¹ *Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения
РАН, Екатеринбург, Россия*

² *Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия*
milyutin@imp.uran.ru

Сплав Fe–Ga с малыми добавками редкоземельных металлов (РЗМ) является перспективным материалом для использования в магнитострикционных приборах нового поколения благодаря оптимальному сочетанию механических и магнитных свойств [1]. Одной из основных форм, в которых используется данный материал, являются тонкие листы, получаемые с помощью горячей и холодной прокатки с последующим отжигом. Для разработки оптимальных режимов термомеханической обработки необходима информация о поведении сплава и процессах формирования структуры в различных условиях. В работе изучен процесс горячей деформации сплавов Fe₈₀Ga₂₀ с добавлением 0,1 и 0,2 % Се при температурах 700, 850 и 1000°C и скорости деформации скорости 1 с⁻¹ с использованием физического симулятора термомеханических процессов Gleeble 3800. Относительная степень деформации составляла 75%. Анализ структуры осуществлялся с помощью сканирующего электронного микроскопа и метода дифракции обратно отражённых электронов.

Установлено, что при температуре деформации 700°C во всех сплавах имеет место формирование трещин, тогда как при более высоких температурах в сплавах, легированных Се они отсутствуют. Истинные кривые деформирования двух легированных Се сплавов практически совпадают и указывают на отсутствие деформационного упрочнения и разрушения при температурах 850 и 1000°C. Анализ структуры выявил её направленный характер с зёрнами, вытянутыми перпендикулярно направлению сжатия (рис. 1).

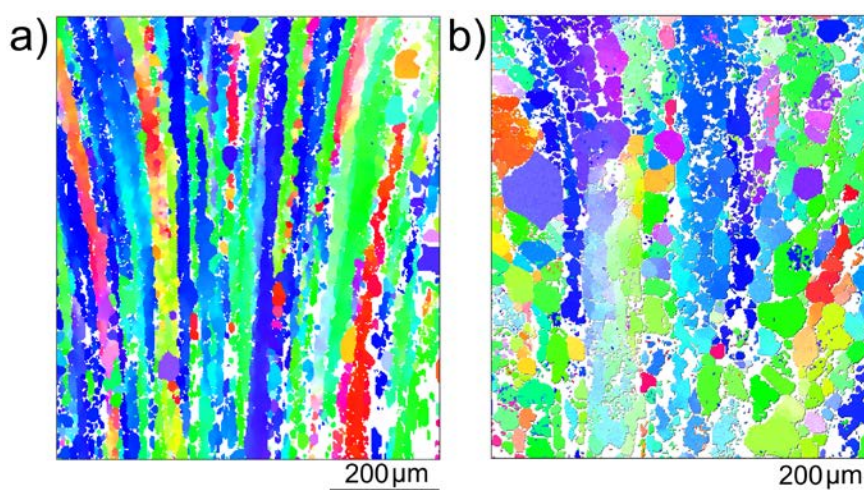


Рис. 1. Ориентационные карты (Fe₈₀Ga₂₀)_{99.9}Се_{0.1} после испытаний при 850 (a) и 1000°C (b).

При этом установлено, что при температуре деформации 1000°C формируется неоднородная структура с ростом отдельных зёрен вследствие динамической рекристаллизации. Это явление нежелательно поскольку может приводить к неоднородности структуры, формирующейся в ходе последующих операций термомеханической обработки.

В работе впервые исследовано деформационное поведение сплавов FeGaPЗМ при повышенных температурах. Показан эффект улучшения пластичности за счёт введения в сплав церия, при этом не обнаружено существенной разницы между сплавами с разным его содержанием. По результатам работы установлена оптимальная температура горячей деформации исследованных сплавов, которая составила 850°C.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда и правительства Свердловской области (проект № 24-23-20075).

1. Головин И. С. и др. Структура и свойства Fe–Ga-сплавов – перспективных материалов для электроники // Физика Металлов И Металловедение. 2020. Т. 121. № 9. С. 937–980.

ОТРАБОТКА МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ β -Ga₂O₃ С ВЫСОКИМ КРИСТАЛЛИЧЕСКИМ КАЧЕСТВОМ

**Панов Д.Ю., Спиридонов В.А., Иванов А.Ю.,
Богданов П.А., Бауман Д.А., Романов А.Е.**

Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

Dmitriipnv@itmo.ru

Оксид галлия (Ga₂O₃) в последние годы стал одним из наиболее перспективных материалов для современной полупроводниковой электроники и оптоэлектроники. Благодаря сверхширокой запрещенной зоне (~4,8–4,9 эВ для стабильной β -фазы), высокой критической напряженности электрического поля (~8 МВ/см) [1,2] этот материал рассматривают как альтернативу традиционным широкозонным полупроводникам, таким как SiC и GaN, в устройствах силовой электроники, УФ-детекторах [3].

Особый интерес представляет β -фаза Ga₂O₃ (β -Ga₂O₃), которая демонстрирует уникальное сочетание свойств: возможность легирования для получения n-типа проводимости, высокую подвижность носителей заряда и прозрачность в видимом и УФ-диапазонах [4-6].

Важным преимуществом объёмных кристаллов β -Ga₂O₃ является относительно простая технология получения. Для синтеза объёмных кристаллов β -Ga₂O₃ используются методы вытягивания из расплава, что открывает возможности для более масштабируемого и экономически эффективного производства объёмных кристаллов и подложек.

Несмотря на прогресс в методах выращивания (например, метод Чохральского [7], метод Степанова [8]), ключевыми параметрами остаются – контроль стехиометрии, подавление дефектообразования и масштабирование производства.

Ростовые процессы по получению объёмных кристаллов β -Ga₂O₃ проводились в ростовой установке «НИКА-3» производства ФГУП «ЭЗАН» с индукционным нагревом тигля и программным управлением «Auriga». В качестве исходного материа-

ла шихты для получения объемных кристаллов β -Ga₂O₃ использовался порошок оксида (III) галлия Ga₂O₃ чистоты 5N. Для расплава использовались иридиевые тигли цилиндрической формы. Ростовые процессы производились в атмосфере аргона (Ar) с добавлением 5 об. % кислорода (O₂).

В результате были получены серии объёмных кристаллов β -Ga₂O₃ по методу Чохральского, в том числе легированных Fe (изолирующие) и Si (проводящие). Процентное содержание легирующих компонентов в полученных объёмных кристаллах β -Ga₂O₃ составляло от 0.001 до 0.01 мол. %. Удельное сопротивление изолирующих образцов, легированных железом, составило 160 ГОм*см. В ходе исследования кристаллов методом рентгеновской дифракции были получены дифрактограммы в широком диапазоне углов θ от 10° до 120° с использованием различных щелевых конфигураций. Также были получены кривые дифракционного отражения, соответствующие плоскости (100), для серии образцов с различным содержанием железа. На всех 2 θ -спектрах образцов объёмных кристаллов (чистых и легированных) наблюдалась картина, типичная для β -фазы оксида галлия, что свидетельствует о том, что легирующая примесь не оказала влияния на фазовый состав. Была получена зависимость ширины кривых дифракционного отражения (кривых качания) от содержания железа в кристалле: от 77 угловых секунд для нелегированного образца до 220 угловых секунд для образца с наибольшим содержанием железа 0,01 мол. %.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 24-12-00229).

1. Pearton S.J., Yang J., Cary P.H., Ren F., Kim J., Tadjer M.J., Mastro M.A. A review of Ga₂O₃ materials, processing, and devices // *Applied Physics Reviews*. — 2018. — Vol. 5, № 1. — P. 011301.
2. 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.
3. Spencer J.A., Mock A.L., Jacobs A.G., Schubert M., Zhang Y., Tadjer M. J. A review of band structure and material properties of transparent conducting and semiconducting oxides: Ga₂O₃, Al₂O₃, In₂O₃, ZnO, SnO₂, CdO, NiO, CuO, and Sc₂O₃ // *Applied Physics Reviews*. — 2022. — Vol. 9, № 1. — P. 011315.
4. Galazka Z. β -Ga₂O₃ for wide-bandgap electronics and optoelectronics // *Semiconductor Science and Technology*. — 2018. — Vol. 33, № 11. — P. 113001.
5. 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.
6. 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.
7. Galazka Z., Uecker R., Klimm D., Irmischer K., Naumann M., Pietsch M., Kwasniewski A., Bertram R., Ganschow S., Bickermann M. Scaling-Up of Bulk β -Ga₂O₃ Single Crystals by the Czochralski Method // *ECS Journal of Solid State Science and Technology*. — 2016. — Vol. 6, № 2. — P. Q3007.
8. Kuramata A., Koshi K., Watanabe S., Yamaoka Y., Masui T., Yamakoshi S. High-quality β -Ga₂O₃ single crystals grown by edge-defined film-fed growth // *Japanese Journal of Applied Physics*. — 2016. — Vol. 55, № 12. — P. 1202A2.

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕННОСТИ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ И ПАРАМЕТРЫ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СОСТАРЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В95ПЧ

Осинская Ю.В., Нуретдинова Д.Р.

Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия
ojv76@mail.ru

В работе представлены результаты экспериментального исследования влияния напряженности постоянного магнитного поля на микротвердость и параметры тонкой структуры в состаренном алюминиевом сплаве В95пч.

Образцы из алюминиевого сплава В95пч после предварительной закалки от 470 °С (выдержка 1 ч) в воду 20 °С старили при температуре 140 °С длительностью 4 ч в постоянном магнитном поле напряженностью от 1 до 7 кЭ и без него.

Анализ полученных экспериментальных данных позволил установить ряд закономерностей.

Наложение постоянного магнитного поля на процесс старения алюминиевого сплава В95пч приводит к увеличению его микротвердости до 21 % (рис. 1). Наблюдается отрицательный магнитопластический эффект [1-3].

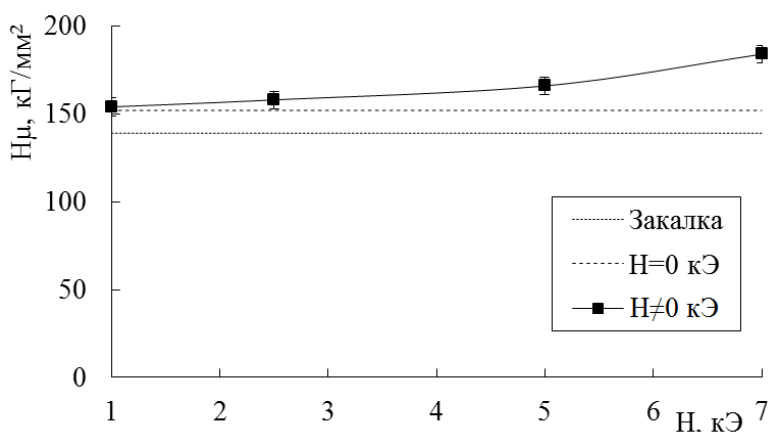


Рис. 1. Полевая зависимость микротвердости состаренного алюминиевого сплава В95пч

Повышение напряженности постоянного магнитного поля от 1 до 7 кЭ приводит к увеличению микротвердости до 20 %. Максимальное значение достигается при постоянном магнитном поле напряженностью 7 кЭ, таким образом, оптимальным режимом старения алюминиевого сплава В95пч является время старения 4 ч, температура старения 140°С, напряженность ПМП 7 кЭ.

Установлено, что наложение постоянного магнитного поля приводит к уменьшению среднего размера блоков когерентного рассеяния (рис. 2, а) в 1,4 раза, а также к увеличению относительной микродеформации (рис. 2, б) и плотности дислокаций (рис. 2, в) в 1,9 и 1,7 раза соответственно по сравнению со старением без наложения постоянного магнитного поля.

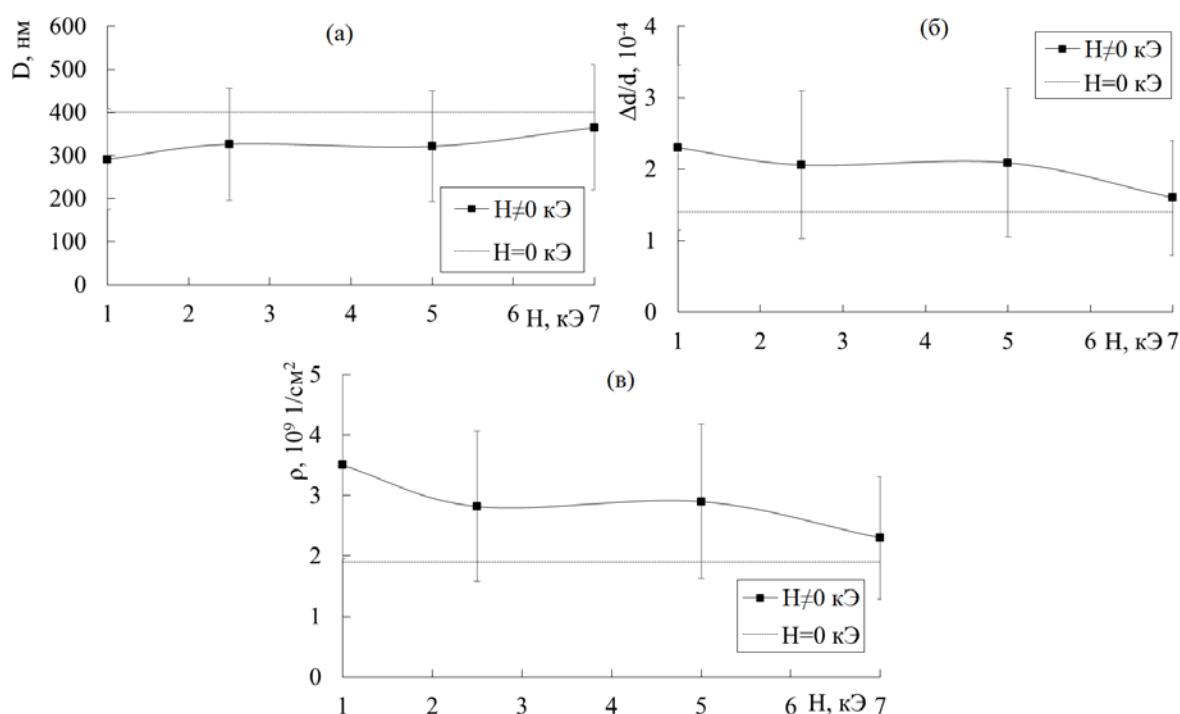


Рис. 2. Полевые зависимости: *а* – среднего размера блоков когерентного рассеяния; *б* – величины относительной микродеформации; *в* – плотности дислокаций алюминиевого сплава В95пч

1. Альшиц В.И. Физика твердого тела, № 10. С. 3001 (1991).
2. Моргунов Р.Б. Успехи физических наук, Т. 174. № 2. С. 131 (2004).
3. Головин Ю.И. Физика твердого тела, Т. 46. Вып. 5. С. 769 (2004).

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА ВЫПАДЕНИЕ ЧАСТИЦ $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Cu-Mn

**Чинов В.Ю.¹, Левагина А.А.¹, Арышенский Е.В.¹, Коновалов С.В.¹,
Распосиенко Д.Ю.²**

¹Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия

²Институт физики металлов имени М.Н. Михеева
Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия

chinov_vy@sibsiu.ru

В современном мире электротехника играет ключевую роль как в промышленном развитии, так и в сфере бытового обслуживания. Устойчивый рост потребления электроэнергии в сочетании с постоянным удорожанием медного сырья на мировых рынках обуславливает актуальность разработки новых алюминиевых сплавов, отвечающих современным требованиям электротехнической отрасли [1].

Большой интерес для электротехнических изделий, таких как линии электропередач[2] и сухие трансформаторы[3], представляет собой система Al-Cu-Mn за счёт

того, что она обладает удовлетворительной электропроводностью, повышенной прочностью, термостойкостью и коррозионной стойкостью [4-6]. Сплавы данной системы получили название АЛТЭК [7-9].

Во многом такие высокие свойства объясняются образованием вторичных термостабильных частиц Т-фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ (Т-фаза) [7-9]. Высокая термостабильность достигается за счёт выделения Mn и Cu из алюминиевой матрицы при выделении $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, они также затрудняют рекристаллизацию, оставаясь стабильными до 400°C , и повышают прочность за счёт препятствования движению дислокаций.

В работе изучалось влияние степени деформации на выпадение частиц $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ фазы в листах и фольгах сплавов АЛТЭК, получаемых по схеме: горячая прокатка, промежуточный отжиг, холодная прокатка, отжиг; посредством измерения электропроводности и ПЭМ анализа.

Было установлено, что большая часть частиц $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ выделилась во время этапа горячей прокатки, при этом наблюдался рост частиц $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ после заключительного отжига. При этом микроструктура фольги и ленты похожи и демонстрируют наличие стержневидных частиц $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ рис 1.

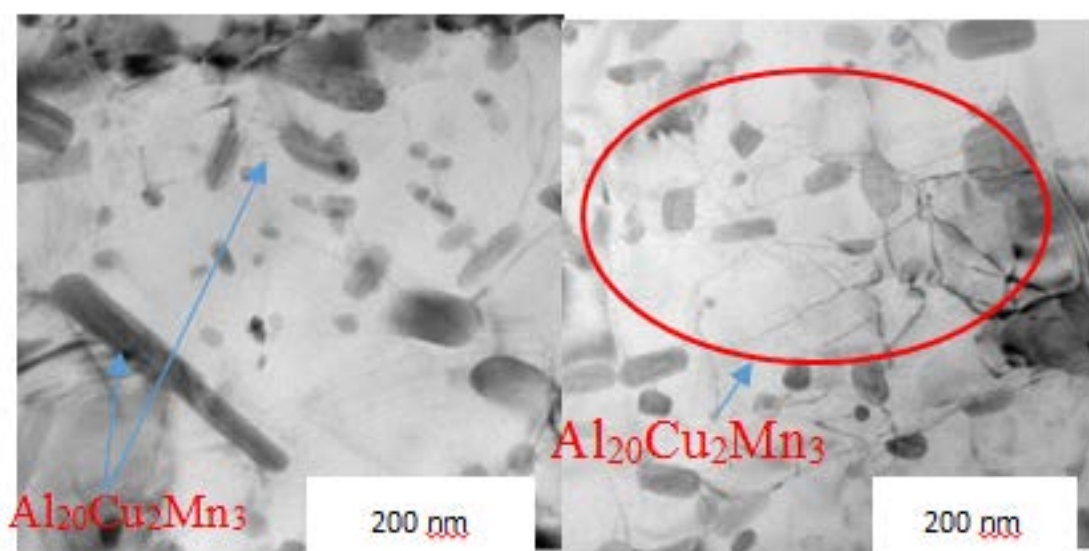


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры образцов:
а – лента после отжига 400°C ; б – фольга после отжига 400°C

1. Мазурова О. В., Гальперова Е. В. Энергопотребление в России: современное состояние и прогнозные исследования // Проблемы прогнозирования. 2023. №. 1. С. 156-168. DOI: 10.47711/0868-6351-196-156-168.
2. Левагина А. А., Арышенский Е. В., Коновалов С. В., Дриц А. М., Тептерев М. С. Исследования формирования микроструктуры и свойств при производстве ленты из сплава $\text{Al}-2\text{Cu}-2\text{Mn}$ // Ползуновский вестник. 2025. № 1. С. 187–196. DOI: [10.25712/ASTU.2072-8921.2025.01.023](https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2025.01.023).
3. Левагина А. А., Арышенский Е. В., Коновалов С. В., Короткова Н. О., Тептерев М. С., Борминский С. А. Механические и электрические свойства электротехнической фольги из сплава АЛТЭК для обмоток трансформатора // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2025. Т. 24. № 1. С. 143–152. DOI: [10.18287/2541-7533-2025-24-1-143-152](https://doi.org/10.18287/2541-7533-2025-24-1-143-152).
4. Belov N. A., Korotkova N. O., Shurkin P. K., Aksenov A. A. Substantiation of the copper concentration in thermally stable wrought aluminum alloys containing 2 wt% of Mn // Physics

- of Metals and Metallography. 2020. Vol. 121. P. 1211–1219. DOI: [10.1134/S0031918X20120030](https://doi.org/10.1134/S0031918X20120030).
5. Lin Y., Wu M., Xiao D., Ma Y., Liu W. Effect of minor La addition on the microstructure and mechanical properties of cast Al-Cu-Mn alloys // Journal of Alloys and Compounds. 2025. Vol. 1021. P. 179747. DOI: [10.1016/j.jallcom.2025.179747](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.179747).
 6. Короткова Н. О., Шуркин П. К., Черкасов С. О., Аксенов А. А., Финогеев А. С. Влияние концентрации меди и температуры отжига на структуру и механические свойства слитков и холоднокатаных листов сплава Al–2% Mn // Известия вузов. Цветная металлургия. 2022. Т. 28. № 1. С. 67–78. DOI: [10.17073/0021-3438-2022-1-67-78](https://doi.org/10.17073/0021-3438-2022-1-67-78).
 7. Belov N. A., Korotkova N. O., Akopyan T. K., Pesin A. M. Phase composition and mechanical properties of Al–1.5% Cu–1.5% Mn–0.35% Zr (Fe, Si) wire alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2019. Vol. 782. P. 735–746. DOI: [10.1016/j.jallcom.2018.12.240](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.240).
 8. Structure and strength of Al-Mn-Cu-Zr-Cr-Fe ALTEC alloy after radial-shear rolling // Letters on Materials. 2023. Vol. 13. № 2. P. 177–182. DOI: [10.22226/2410-3535-2023-2-177-182](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2023-2-177-182).
 9. Belov N. A., Akopyan T. K., Tsydenov K. A., Cherkasov S. O., Avxentieva N. Effect of Fe-Bearing Phases on the Mechanical Properties and Fracture Mechanism of Al–2wt.% Cu–1.5 wt.% Mn (Mg, Zn) Non-Heat Treatable Sheet Alloy // Metals. 2023. Vol. 13. № 11. P. 1911. DOI: [10.3390/met13111911](https://doi.org/10.3390/met13111911).

СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЬНЫХ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ, ПОЛУЧЕННЫХ РОТАЦИОННОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

Приймак Е.Ю.^{1,2}

¹*Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия*

²*АО «Завод бурового оборудования», Оренбург, Россия*

elena-pijjmak@yandex.ru

Бурильные трубы играют важнейшую роль при разработке и ремонте скважин, обеспечивая передачу крутящего момента и осевого усилия от буровой установки к буровому долоту. Надежность и долговечность бурильных труб имеют решающее значение для эффективности и безопасности буровых работ. Бурильные трубы представляют собой сварную конструкцию замковой части с телом трубы, соединяемых посредством ротационной сварки трением. Некоторые конструкции бурильных труб характеризуются отсутствием высаженных частей в зоне сварки, что требует тщательного выбора материалов и режимов сварки для обеспечения необходимой прочности конструкции. Основные проблемы достижения высокой прочности сварных соединений связаны с образованием структурного градиента, обусловленного термомодеформационным влиянием сварочного процесса.

Проведены всесторонние исследования сварных соединений из различных комбинаций среднеуглеродистых легированных сталей, используемых при производстве бурильных труб. На основании исследований микроструктуры на различных масштабных уровнях, в сопоставлении с распределением температуры и степени деформации при сварке, полученными в результате моделирования процесса в программной среде Deform-3D, произведена классификация структурных областей в зоне сварочного воздействия в зависимости от соотношения температур фазовых превращений A_{c3} , A_{c1} , температуры рекристаллизации T_p и температуры начала раз-

вития деформации T' . Выделены три характерные области, которые относятся к зоне термомеханического влияния и одна, относящаяся к области термического влияния.

На основании механических испытаний сварных соединений при растяжении и усталости установлено, что наиболее уязвимой микроструктурной зоной сварных соединений, являются периферийные области зоны термомеханического влияния, в которых при определенных условиях может происходить локализация деформации с последующим разрушением [1, 2]. Основными механизмами упрочнения данной зоны являются дислокационное, зернограничное, субструктурное, дисперсионное и агрегатное упрочнение мартенситом/бейнитом, относительный вклад которых определяется химическим составом привариваемых сталей и режимами сварки. В отсутствие активных карбидообразующих элементов в составе сталей равнопрочность сварных соединений при растяжении зависит от параметров сварки, определяющих вклад дислокационного и зернограничного упрочнения. Присутствие специальных карбидов замедляет развитие рекристаллизации в зоне сварочного воздействия, тем самым снижает зависимость прочности соединений от параметров сварки, обеспечивая их равнопрочность с основным металлом [3].

Ударная вязкость зоны сопряжения сварных соединений после высокого отпуска определяется морфологией микроструктуры, формируемой в процессе сварки. Формирование речной микроструктуры мартенсита/бейнита при сварке с высокой плотностью большеугловых границ, трансформирующуюся в однородную мелкодисперсную микроструктуру с развитым субзерненным строением при высоком отпуске приводит к повышению ударной вязкости с образованием вязкого излома [4]. Образование подобной микроструктуры обеспечивают стали с более высокой устойчивостью переохлажденного аустенита (легированные Cr, Ni, Mo), а также достигается применением параметров сварки, способствующих повышению температуры и степени деформации в зоне сопряжения сталей.

1. Деформационное поведение при растяжении сварного соединения сталей 32Г2 и 40ХН, выполненного ротационной сваркой трением / Е. Ю. Приймак, А. В. Степанчукова, А. С. Атамашкин [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. – № 7(805). – С. 53-59. – DOI 10.30906/mitom.2022.7.52-58.
2. 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.
3. Influence of force parameters of rotary friction welding on the microstructure and mechanical properties of welded joints of high-strength drill pipes / A. Atamashkin, E. Priymak, E. Tulibaev [et al.] // *International Journal on Interactive Design and Manufacturing*. – 2024. – DOI 10.1007/s12008-024-02011-w.
4. Приймак Е.Ю., Атамашкин А.С., Яковлева И.Л., Фот А.П. Взаимосвязь микроструктуры и ударной вязкости зоны сопряжения сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученных ротационной сваркой трением // *Frontier Materials & Technologies*. 2025. № 2. С. 00–00. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-0.

АНАЛИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ: МОРФОЛОГИЯ, СОСТАВ И ПОРИСТОСТЬ

Семилетова А.А., Гудала С., Коновалов С.В., Шуберт А.В., Панченко И.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
semiletovaa723@gmail.com

Аннотация: В статье приведены исследования микроструктурных характеристик композиционного порошка и полученных покрытий. Используются методы сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), энергодисперсионной спектроскопии (EDS) и рентгенофазового анализа (XRD) для исследования формы частиц, распределения элементов и определения фазового состава.

Ключевые слова: композиционный порошок, покрытия, морфология, пористость, титан

Введение

Микроструктурные характеристики композиционных покрытий играют ключевую роль в определении их механических, коррозионных и термических свойств. Далее будет представлено исследование микроструктурных особенностей композиционного порошка и полученных на его основе покрытий, что позволяет более глубоко понять процессы формирования структуры и связать их с эксплуатационными характеристиками материалов. Полученные результаты могут способствовать оптимизации технологий нанесения покрытий и повышению их надежности в различных промышленных приложениях.

Методика исследования композиционных покрытий

Титан обладает высокой коррозионной стойкостью к атмосферным условиям, но подвержен коррозии в агрессивных средах. Необходимыми условиями коррозионной стойкости титана, являются формирование и сохранение стабильности поверхностной оксидной плёнки. [1] В рамках исследования была проведена комплексная оценка микроструктуры композиционных порошков и нанесённых покрытий с целью определения морфологических особенностей, фазового состава и распределения элементов. С развитием вычислительной техники и появлением более сложных межатомных потенциалов, описывающих взаимодействие двух и более элементов, акцент исследований сместился на изучение закономерностей поведения области сопряжения кристаллитов разнородных материалов [2]. Анализ порошков осуществлялся с использованием сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, KYKY-EM 6900), что позволило оценить форму частиц, текстуру поверхности и распределение размеров частиц. Для подтверждения однородности распределения элементов применялось картирование с помощью энергодисперсионной спектроскопии (EDS). Дополнительно выполнен рентгенофазовый анализ (XRD, Shimadzu XRD-6000, шаг сканирования — $0,02^\circ$) для определения фазового состава и оценки стабильности армирующих фаз до процесса напыления.

Образцы в виде пластин размером $10 \times 10 \times 4$ мм были подготовлены методом электроэрозионной резки (WEDM) с постоянным охлаждением для минимизации термических воздействий. После резки поверхности подвергались полировке наждачной бумагой с последовательным уменьшением зернистости и очистке ацетоном для удаления оксидных плёнок и загрязнений.

Для анализа микроструктуры как поверхности, так и поперечных сечений покрытий использовался СЭМ. В ходе исследования определялись морфологические

особенности ламелл, толщина покрытия и пористость. Количественная оценка пористости осуществлялась на основе анализа СЭМ-изображений с использованием MATLAB-скрипта Porosity Calculator for SEM Images (версия 1.0.0.0, автор — Caglar Arslan), основанного на алгоритме кластеризации К-средних для выделения пористых областей из матрицы. Алгоритм разделял пиксели изображения на области, соответствующие пористым участкам и матрице, после чего рассчитывал отношение площади пор к общей площади изображения в процентах. Обработка проводилась на нескольких изображениях, полученных из различных участков образца, для повышения надежности результатов, после чего усреднённые значения пористости приводились к общему выводу.

Дополнительно выполнен рентгенофазовый анализ для выявления возможных фазовых превращений в процессе напыления. Полученные комплексные характеристики позволили установить взаимосвязь между свойствами исходных порошков и структурными особенностями нанесённых покрытий.

Выводы

В результате исследования установлено, что структура и пористость композиционных покрытий напрямую связаны с характеристиками исходных порошков. Методы СЭМ, EDS и XRD позволяют точно определить морфологические и фазовые особенности покрытий, что способствует их оптимизации для повышения эксплуатационных свойств.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-10178, <https://rscf.ru/project/24-79-10178/>.

1. Алякрецкий Р. В., Раводина Д. В., Трушкина Т. В., Михеев А. Е., Гирн А. В. Исследование коррозионной стойкости защитных покрытий на титановых сплавах, полученных методом микродугового оксидирования // Решетневские чтения. 2014. №18. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/issledovanie-korrozionnoy-stoykosti-zaschitnyh-pokrytiy-na-titanovyh-splavah-poluchennyh-metodom-mikrodugovogo-oksidirovaniya> (дата обращения: 03.06.2025).
2. Колубаев Александр Викторович, Колубаев Евгений Александрович, Дмитриев Андрей Иванович, Тарасов Сергей Юльевич, Чумаевский Андрей Валерьевич Фундаментальные и прикладные аспекты материаловедения в трибологии // Физ. мезомех.. 2024. №6. URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/fundamentalnye-i-prikladnye-aspekty-materialovedeniya-v-tribologii> (дата обращения: 03.06.2025).

БИОМЕДИЦИНСКИЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ СПЛАВА TiNbZr, АРМИРОВАННЫЕ БОРИДАМИ

Тагиров Д.В., Озеров М.С., Жеребцов С.В.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
tagirov@bsuedu.ru*

Имея представление о несомненных преимуществах среднеэнтропийных сплавов системы Ti-Nb-Zr в виде низкого модуля упругости, высокой удельной прочности, отличной коррозионной стойкости и биосовместимости, области применения этих сплавов часто ограничиваются из-за их известных слабых мест, таких как низкая прочность, твердость и износостойкость. Одним из наиболее подходящих спосо-

бов упрочнения сплавов на основе титана является использование частиц (волокон) TiB в качестве высокопрочного армирующего компонента. Использование подобных армирующих компонентов для улучшения механических свойств титана и его сплавов, таких как абсолютная прочность и твердость, было принято многими исследователями. Уже хорошо известно, что волокна TiB, которые имеют хорошее соотношение с титановой матрицей, близкий коэффициент теплового расширения с Ti и хорошую термическую стабильность. Несмотря на обширную работу, проведенную над композитами Ti(Ti-сплавы, сплавы с высоким содержанием Ti)-TiB, очень мало известно об их биосовместимости, что до сих пор исключало их использование в биомедицине. Также имеется довольно ограниченное количество исследований по коррозионной стойкости и износостойкости композитов Ti(Ti-alloys, Ti-rich materials)-TiB, которые показывают отсутствие негативного влияния от присутствия боридов в титановой матрице. В то же время весьма интересным и более малоизученным вопросом является влияние добавки частиц TiB на коррозионную стойкость и износостойкость эквивалентной матрицы Ti-Nb-Zr, а также на ее биосовместимые свойства. Таким образом, в данной работе внимание сосредоточено на изучении коррозионной стойкости, износостойкости и биосовместимости композитов на основе эквивалентного сплава TiNbZr с различным содержанием боридов.

Композиты TiNbZr-TiB были получены методом вакуумной дуговой плавки; весовое количество TiB₂ составило 0,7 (сплав А) и 4,0 (сплав В) вес. %; неармированный сплав TiNbZr был также изготовлен без добавления TiB₂. Микроструктура композитов TiNbZr-TiB состояла из матрицы TiNbZr β и волокон (Ti,Nb)B, доля которых увеличивается с увеличением количества TiB₂ в шихте. Бориды имели игольчатую форму со средним диаметром ~ 0,4 и ~ 2,0 мкм для сплавов А и В соответственно. Объемная доля боридов в структуре четырех состояний композитов составила ~ 2,5 и ~ 12,4 % для сплавов А и В соответственно. Введение 4 % TiB₂ в сплав снижает коррозионную стойкость сплава В по сравнению с неармированным сплавом TiNbZr и сплавом А. Сплав А и неармированный сплав показали близкие значения коррозионной стойкости. Установлено, что добавление TiB₂ в сплав TiNbZr приводит к снижению коэффициента трения; при добавлении 0,7 % TiB₂ в сплав (сплав А) коэффициент трения снизился с 1,15 до 1,13, а при увеличении процентного содержания TiB₂ в сплаве до 4 % (сплав В) коэффициент трения снизился в ~2 раза с 1,15 до 0,58. Показано положительное влияние легирования эквивалентного сплава TiNbZr боридами на коррозионную стойкость, износостойкость и биосовместимость. Установлено, что легирование эквивалентной матрицы TiNbZr волокнами (Ti,Nb)B может привести не только к повышению комплекса механических свойств композитов без критического увеличения модуля упругости, но и не ухудшить, а в некоторых случаях улучшить коррозионную стойкость, износостойкость и биосовместимость полученного композита TiNbZr-(Ti,Nb)B. На основании вышеизложенных результатов видно, что композиты TiNbZr-(Ti,Nb)B можно рассматривать как перспективные биосовместимые и биоприменимые материалы. Наиболее оптимальным состоянием показан композит с 0,7 вес.% TiB₂, полученный вакуумно-дуговым переплавом с режимом деформационно-термической обработки – холодная прокатка на накопленную степень деформации 80% и последующий отжиг при температуре 1000-1100°C.

Выражаем благодарность Российскому научному фонду за финансовую поддержку (грант № 22-19-00476-П).

БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ ЦИНКОВЫЕ СПЛАВЫ: ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА

**Хафизова Э.Д.^{1,2}, Поленок М.В.¹, Абдрахманова Э.Д.¹, Исламгалиев Р.К.¹,
Нугаманов Ф.В.¹, Хайбуллин А.М.¹**

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа, Россия

²Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия
ela.90@mail.ru

Цинковые сплавы обладают значительным потенциалом для применения в био-медицинских имплантатах благодаря невысокой скорости деградации и биосовместимости. Однако их внедрение ограничивается недостаточной прочностью, пластичностью материала, а также возможной потенциальной токсичностью. В данной работе исследуются пути решения этих проблем за счёт легирования (системы Zn–Ag–Cu, Zn–Li–Mg, Zn–Fe–Mg, Zn–Cu–Mn, Zn–Al–Ag) и применения методов интенсивной пластической деформации.

Работа посвящена исследованию влияния интенсивной пластической деформации, а именно, кручения под высоким давлением и равноканальному угловому прессованию, на структуру, механические и коррозионные свойства.

Проведенные исследования включали комплексный анализ микроструктуры (с использованием РЭМ, ПЭМ), механических характеристик (измерение твердости и прочности на растяжение), коррозионного поведения (гравиметрический метод при прерывистом и длительном режимах проведения испытаний).

Результаты показали, что интенсивная пластическая деформация приводит к трансформации структуры, измельчению зерен и равномерному распределению вторичных фаз, что приводит к повышению прочностных характеристик и повышением пластичности (табл. 1).

Таблица 1. Характерные механические свойства цинковых сплавов после различных видов обработки

Сплав	Обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Zn-4%Ag-1%Cu	ТО[1]	76 ± 10	149 ± 15	5 ± 2
	КВД 23°C[1]	165 ± 10	236 ± 15	50 ± 2
	КВД 200°C[1]	249 ± 10	293 ± 15	30 ± 2
	РКУП 150 °C [2,3]	275 ± 10	350 ± 15	28 ± 2
Zn-9,6%Mg-1,4%Fe	ТО[4]	$109,61 \pm 10$	$141,32 \pm 10$	-
	КВД[4]	$145,28 \pm 10$	$185,29 \pm 10$	$17,5 \pm 2$
Zn-1%Mg-1%Fe	КВД 23°C[5]	213 ± 12	289 ± 11	95 ± 5
	КВД 200°C[5]	313 ± 13	399 ± 15	85 ± 6
Zn-1%Li-2%Mg	ТО [6]	149 ± 10	155 ± 10	0,4
	КВД 23°C [6]	256 ± 10	383 ± 10	42 ± 2
Zn-0,5%Ag-0,8%Al	ТО[7]	42 ± 5	57 ± 5	4 ± 2
	РКУП [7]	90 ± 10	100 ± 11	25 ± 2
Zn-1%Cu-1%Mn	ТО[7]		107 ± 12	3 ± 1
	РКУП [7]		245 ± 2	25 ± 5

В рамках исследования установлены общности и различия, а также механизмы упрочнения материалов, протекания коррозии в УМЗ образцах при прерывистом и длительном режимах проведения испытаний.

1. Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Салихов А.И., Исламгалиев Р.К. Структура и механические свойства цинкового сплава Zn-Ag-Cu после интенсивной пластической деформации кручением//MATED 2022. Vol. 4, No. 3(9), с 66-72.
2. Khafizova, E.; Fakhretdinova, E.; Islamgaliev, R.; Polenok, M.; Sitdikov, V.; Yilmazer, H. Effect of Plastic Deformation on the Structure and Mechanical Properties of the Zn-4Ag-1Cu Zinc Alloy. Materials 2023, 16, 4646. <https://doi.org/10.3390/ma16134646>
3. Фахретдинова Э.И., Хафизова Э.Д., Асфандияров Р.Н., Рааб Г.И., Исламгалиев Р.К., Семенов А.С. Исследование влияния температурно-скоростных условий на механические свойства биорезорбируемого цинкового сплава Zn-4Ag-Cu в процессе равноканального углового прессования // Frontier Materials & Technologies. - 2022. - №3-2. - С. 68-78. doi: 10.18323/2782-4039-2022-3-2-68-78
4. Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Абдрахманова Э.Д., Исламгалиев Р.К. Изучение механических свойств сплава Zn-Fe-Mg после кручения под высоким давлением//MATED 2022. Vol. 4, No. 4(10). С 55-62
5. Ситдилов В.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В. Микроструктура, кристаллографическая текстура и механические свойства сплава Zn-1%Mg-1%Fe, подвергнутого интенсивной пластической деформации // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 3. С. 75–88. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-3-69-7
6. Ситдилов В.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В. Микроструктура и свойства сплава Zn 1%Li-2%Mg, подвергнутого интенсивной пластической деформации // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 2. С. 117–130. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-2-64-7
7. Abdrakhmanova, E.D., Nugamanov, F.V., Khafizova, E.D. et al. Structure and mechanical properties of Zn-1Cu-1Mn and Zn-0.8Al-0.5Ag alloys processed by ECAP. Russ Phys J 67, 1661–1667 (2024). <https://doi.org/10.1007/s11182-024-03297-9>

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

**Литовченко И.Ю.^{1,2}, Аккузин С.А.¹, Полехина Н.А.¹, Осипова В.В.^{1,2},
Ким А.В.^{1,2}, Спиридонова К.В.¹, Пахолкина П.^{1,2}, Тимошов И.С.^{1,3},
Чернов В.М.⁴**

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

³*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

⁴*АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва*

litovchenko@ispms.ru

Малоактивируемые (с быстрым спадом наведенной активности) хромомарганцевые аустенитные стали являются перспективными конструкционными материалами реакторов нового поколения [1]. Интерес к таким сталям связан с возможностью их использования в качестве немагнитных материалов в гибридных энергетических установках. Разработанные ранее малоактивируемые аустенитные стали [1] имели меньшую стабильность аустенита по сравнению с высокоактивируемыми хромоникелевыми аустенитными сталями, используемыми в настоящее время.

Ранее были разработаны [2] новые малоактивируемые аустенитные стали с повышенной стабильностью аустенита, со значением никелевого эквивалента по диаграмме Шеффлера > 22 , что сравнимо с соответствующими значениями для стабильных хромоникелевых сталей. Показано [2], что в условиях старения при 700° длительностью более 500 ч стали Fe26Mn11CrWSiTaTiVZr0,32C в холоднодеформированном (ХД) состоянии помимо карбидов $M_{23}C_6$ выделяется σ -фаза, что способствует снижению пластичности материала.

В настоящей работе представлены результаты исследований особенностей микроструктуры, механических свойств и термической стабильности новой малоактивируемой аустенитной стали Fe11Cr27MnWVTiTaY0,23C в структурных состояниях после ХД прокаткой на 20 % и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) – деформации прокаткой на 50 % с нагревом до 1100° . Целью применения ВТМО было уменьшение дефектности микроструктуры стали по сравнению с ХД состоянием для снижения тенденции к выделению карбидных частиц $M_{23}C_6$ на границах микродвойников и предотвращение формирования σ -фазы.

Показано, что после горячей деформации в стали формируются преимущественно полосовые субструктуры субмикронного масштаба с малоугловыми границами разориентации, плотность микродвойников значительно меньше, чем после ХД. Это определяет снижение значений предела текучести и более высокие значения удлинения до разрушения после ВТМО относительно ХД. В условиях длительного старения при 700° зеренная и микродвойниковая структура стали остается стабильной. Основным процессом, который наблюдается в этих условиях, является выделение дисперсных частиц карбидов $M_{23}C_6$ на границах зерен и микродвойников, а также на элементах дислокационной субструктуры и в виде оболочек на частицах карбидов МС. Карбидные частицы препятствуют миграции границ зерен и микродвойников, а также замедляют возврат дислокационной субструктуры сталей.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00802-П, <https://rscf.ru/project/22-19-00802/>.

1. Л.И. Иванов, Ю.М. Платов. Радиационная физика металлов и ее приложения. М.: Интер-контакт Наука. 2002. – 300 с.
2. И.Ю. Литовченко, С.А. Аккузин, Н.А. Полехина, К.В. Спиридонова, В.В. Осипова // МИТОМ. 2025. Т. 836. № 2. С. 23-33.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА CuAu, УПОРЯДОЧЕННОГО ПОД РАСТЯГИВАЮЩИМ НАПРЯЖЕНИЕМ 40 МПа

Подгорбунская П.О., Волков А. Ю., Казанцев В.А., Пацелов А.М.

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева
Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия
polina.podgorbunskaya@yandex.ru*

Золотомедные сплавы широко применяются в различных областях техники: от стоматологии и ювелирной промышленности до химических технологий и приборостроения [1]. Поэтому задача повышения их функциональных свойств остается актуальной. Одним из перспективных подходов является управление формированием структуры в процессе отжига [2]. Переход кубической решетки в тетрагональную во

внешнем силовом поле в процессе фазового превращения беспорядок→порядок позволяет целенаправленно влиять на перестройку структуры и образование текстуры, а значит и на изменение свойств атомно-упорядоченных сплавов. Целью данного исследования является изучение структуры и свойств проволочных образцов эквиатомного сплава CuAu, подвергнутых атомному упорядочению под растягивающим напряжением 40 МПа.

В работе исследовали сплав Cu–Au, содержащий 50 ат.% золота (или 75,2масс.%Au). Слиток диаметром 5 мм гомогенизировали при температуре 850°C в течение 3 часов, а затем закаливали путем охлаждения в воде. Путем механотермического передела (методом волочения с промежуточными отжигами при 600°C, 1 час и закалкой в воде) из слитка была получена проволока диаметром 1,0 мм. На этих проволочных образцах проводился рентгеноструктурный анализ (РСА) и выполнялись дилатометрические измерения. Для проведения резистометрических исследований использовалась тонкая проволока Ø0,25 мм. Упорядоченное состояние получали с помощью медленного, со скоростью 12 град/час охлаждения от температуры 500°C. В процессе атомного упорядочения проволочные образцы эквиатомного сплава Cu-50Au находились под растягивающим напряжением 40 МПа. Для проведения этих экспериментов были сконструированы миниатюрные захваты, которые вместе с образцом и силовой пружиной помещались в кварцевую трубу. Формирование структуры и свойств сравнивалось с образцом, который упорядочивался в свободном состоянии. Все термообработки проводились в вакууме.

С помощью РСА установлено, что под влиянием растягивающей нагрузки в ходе атомного упорядочения короткие *c*-оси тетрагональной L1₀-сверхструктуры преимущественно располагаются в плоскости поперечного сечения проволоки, перпендикулярно направлению приложенной силы. Поэтому такой образец при нагреве выше температуры фазового превращения порядок→беспорядок ($T_{ФП}=410^{\circ}\text{C}$) укорачивается на ~0,8% и одновременно увеличивается в диаметре. Показано, что обнаруженный эффект не является аномалией и соответствует отличию объемов кристаллических решеток упорядоченной и разупорядоченной фаз. На основе дилатометрических измерений в продольном и поперечном направлениях впервые построена зависимость изменения объема от температуры исследованных образцов. Также выявлено, что упорядочение в поле внешних сил изменяет интенсивность и положение максимумов температурных производных удельного электросопротивления. Выдвинуто предположение, что приложение растягивающей нагрузки повышает температуру фазового превращения и влияет на температурную стабильность фаз CuAuI и CuAuII.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

1. В.М. Малышев., Д.В. Румянцев, Золото. М.: Металлургия, 1979. 288 с.
2. Deformation behavior of the CuAu alloy ordered under external compressive or tensile load / A.Yu. Volkov1, D.A. Komkova, V.A. Kazantsev, O.S. Novikova, A.M. Patselov, P.O. Podgorbunskaya, A.A. Gavrilova. – Текст: непосредственный // Materials Science and Engineering A. — 2024. — V. 918. — P. 147481—147487.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТРЕХСТУПЕНЧАТОЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЕЙНОЙ ЗАГОТОВКИ В ВЫСОКОМАГНИЕВОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ, ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОМ СКАНДИЕМ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ ГАФНИЯ И ЭРБИЯ

**Тептерев М.С., Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Рагазин А.А.,
Малкин К.А.**

*Самарский национальный исследовательский университет имени академика
С.П. Королева, Самара, Россия*
tepterev.ms@ssau.ru

Алюминиевый сплав 1590 [1] системы Al–Mg с добавками Sc, Hf и Er представляет собой уникальный материал, сочетающий высокую прочность, пластичность и коррозионную стойкость. Уникальность данного сплава заключается в способности дисперсионного упрочнения за счет образования наноразмерных частиц при относительно низком содержании Sc. Однако полностью раскрыть потенциал этого сплава возможно только при трехступенчатой температурной обработке, которая позволяет оптимизировать выпадение упрочняющих частиц состоящих из Sc, Hf и Er, которые имеют различную температуру распада пересыщенного твердого раствора.

Несмотря на очевидные преимущества, трехступенчатая термическая обработка сплава 1590 остается малоизученной областью. Для исследования данного были отлиты слитки из сплавов 1580, 1590, 1590-3 и 1590-4 с химическим составом, представленным в таблице 1. Химический состав был определен спектральным методом атомно эмиссионном спектрометре ARL 3460.

Таблица 1. Химический состав сплавов

Сплав	Массовая доля элементов, %										
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Sc	Er*	Hf*
1590	0,04	0,07	0,01	0,41	5,57	0,01	0,21	0,1	0,14	0,1	0,05
1590-3	0,05	0,08	0,01	0,41	5,58	0,01	0,2	0,1	0,14	0,03	0,16
1590-4	0,05	0,08	0,01	0,41	5,53	0,01	0,21	0,1	0,14	0,1	0,1
1580	0,08	0,13	0,01	0,58	5,28	0,13	0,02	0,1	0,13	-	-
* – Указанное в таблице содержание Er, Hf согласно расчету											

Образцы каждого сплава подвергались различным видам термической обработки. Результаты испытания на механические свойства, которые представлены на рисунках 1-3.

В результате проведенных механических испытаний можно увидеть, что наиболее высокие прочностные характеристики наблюдаются у сплава 1590-3 с наибольшим содержанием Hf. Hf образует термостабильные наночастицы $Al_3(Sc,Hf)$, которые сохраняют мелкодисперсность даже при высоких температурах из-за крайне низкой скорости диффузии Hf в алюминиевой матрице. В отличие от чистых Al_3Sc -фаз, эти частицы начинают расти в размерах и коагулировать при более высоких температурах, обеспечивая стабильное упрочнение.

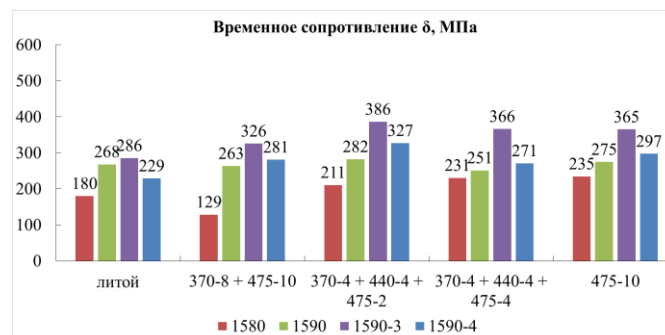


Рис. 1. Временное сопротивление

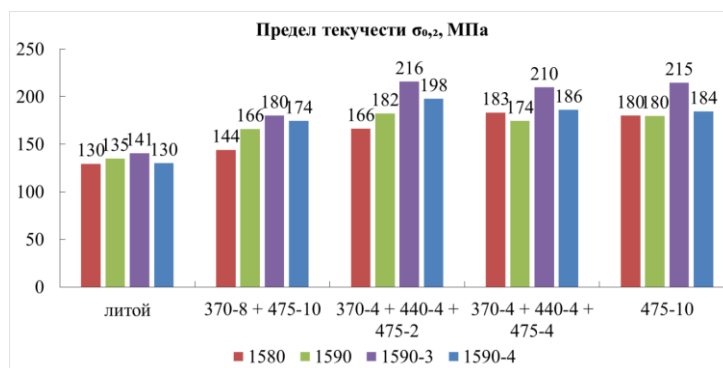


Рис. 2. Предел текучести

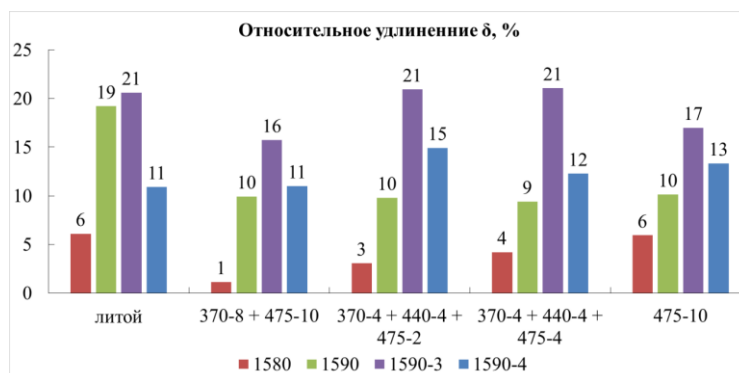


Рис. 3. Относительное удлинение

Трехступенчатая позволяет: выделить Sc содержащие фазы и , на второй их Zr-а на третьей Hf-оболочку. Наибольшую эффективность показала трехступенчатая термическая обработка с заключительным циклом в 475 °C с выдержкой 2 часа. При повышении выдержки начинается процесс коагуляции наночастиц, что снижает упрочняющий эффект. Одноступенчатый отжиг при 475 °C не позволяет достичь аналогичных результатов, поскольку разные упрочняющие фазы на основе Sc, Hf и Er требуют различных температур для оптимального выделения из твердого раствора.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00810-II, <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>.

1. Свариваемый термически не упрочняемый сплав на основе системы al-mg, Дриц А.М., Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Захаров В.В. Патент на изобретение RU 2726520 C1, 14.07.2020. Заявка № 2019127818 от 03.09.2019.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЛИТОМ СПЛАВЕ Ti–Ni–Cu–Zr ПОСЛЕ ИОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НИОБИЕМ

^{1,2}Южакова С.И., ^{1,2}Остапенко М.Г., ^{1,2}Мейснер Л.Л.

¹ Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН,
Томск, Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия
sofayjakova@gmail.com

Введение

Известно, что легирование сплавов на основе TiNi медью и цирконием улучшает его пластичность и коррозионные свойства [1-3]. При этом, в сравнении с двойными TiNi сплавами, четырехкомпонентные сплавы составов $Ti_{50-x}Zr_xNi_{35}Cu_{15}$ ($x = 5, 10, 15, 20$ ат. %) характеризуются высокой стеклообразующей способностью, что позволяет формировать в них аморфных структурных состояний и способствует повышению коррозионной стойкости данных материалов [4].

Одновременное сохранение физико-механических свойств в объеме материала и создание на его поверхности аморфного слоя с улучшенными коррозионными свойствами является современной задачей материаловедения. Исследования показали [5,6], что создание поверхностного аморфного слоя в сплавах на основе TiNi возможно путем применения различных поверхностных обработок, таких как лазерное облучение, ионные или электронно-пучковые обработки. Согласно [7], обработка TiNi сплава ионами титана и ниобия приводит к значительному увеличению его коррозионной стойкости и, соответственно, к росту биосовместимости сплава. Исследований, посвященных влиянию ионно-пучковых обработок на четырехкомпонентные сплавы TiNiCuZr, в литературе нет. Поэтому целью работы является анализ структуры, фазового состава и уровня остаточных упругих напряжений в литом сплаве TiNiCuZr после ионно-пучковой обработки ниобием.

Материалы и методы

Четырехкомпонентный TiNiCuZr сплав был изготовлен в вакуумной дуговой печи в результате шестикратного переплава чистых (99,98 %) компонентов (Ti, Ni, Cu, Zr). Образцы сплава $Ti_{35}Ni_{35}Cu_{15}Zr_{15}$ были обработаны ионами Nb^+ с дозой $D = 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (далее – $TiNiCuZr^{Nb+}$) и исследованы методами рентгеноструктурного анализа с использованием симметричной и асимметричной схем съемок (Cu-K α , дифрактометр ДРОН-8Н). Деформации, обусловленные напряжениями 1-го рода рассчитывались по формуле: $\varepsilon = (d_i - d_0)/d_0$, где d_0 – межплоскостное расстояние для исходного образца, а d_i – межплоскостное расстояние для исследуемого образца. Расчет напряжений 1-го рода проводился по закону Гука, с использованием формулы: $\sigma^I = E \times \varepsilon^I$, где E – модуль упругости.

Результаты

Установлено, что ионная-пучковая модификация ниобием приводит к формированию композитной структуры на поверхности сплава TiNiCuZr, состоящей из аморфной и кристаллических фаз (матричных фаз $B2^{surf}$ и $B2^{core}$, вторичных фаз Ti_2Ni и $TiZr$). В исследуемых образцах наблюдается слоевая структура: в поверхностном слое преобладает фаза $B2^{surf}$, а в глубинных слоях – фаза $B2^{core}$. Установлено, что в

поверхностном фаза $B2^{surf}$ находится в состоянии растяжения, а фаза $B2^{core}$ – в состоянии сжатия, что указывает на компенсацию напряжений и сложный характер взаимодействия фаз. В глубинных слоях наблюдается снижение напряжений и на толщине $h > 3$ мкм меняется их характер со сжимающего на растягивающий.

Таким образом, одновременное растяжение одной фазы и сжатие другой указывает на сложный характер взаимодействия фаз и напряженного состояния в модифицированном материале.

Исследования выполнены в рамках государственного задания Института физики прочности и материаловедения СО РАН, проект FWRW-2021-0003.

1. Li B., Zheng L.J., Zhang H. Microstructure-property relationship in Zr-alloyed Ni-rich NiTi alloys: enhancements in high-temperature stability and superelasticity // *Materials Characterization*. – 2024 – Vol. 208. – №113649.
2. Li J., [et.al.]. The microstructure of Ti-Ni-Cu shape memory thin films: a review // *Materials Science and Technology*. – 2022. – Vol. 38. – P. 143–158.
3. Yang X., Ma L., Shang J. Martensitic transformation of $Ti_{50}(Ni_{50-x}Cu_x)$ and $Ni_{50}(Ti_{50-x}Zr_x)$ shape-memory alloys // *Scientific Reports*. – 2019. – Vol. 9. – №3221.
4. Kim W.-C., [et. al.]. Enhancement of superelastic property in Ti-Zr-Ni-Cu alloy by using glass alloy precursor with high glass forming ability // *Acta Materialia*. – 2019. – Vol. 173. – P.130–141.
5. Xu J., Zhang J., Shi Y., Tang J., Huang D., Yan M., Dargusch M.S. Surface Modification of Biomedical Ti and Ti Alloys: A Review on Current Advances // *Materials*. 2022. Vol. 15. №5. DOI: 10.3390/ma15051749.
6. Yang X., Yang C., Yang Z., Zhang D. A study on strengthening the corrosion resistance of NiTi SMA by composite femtosecond and nanosecond laser-induced hierarchical micro/nanostructures // *Optics & Laser Technology*. 2023. Vol. 163, № 109339. DOI: 10.2139/ssrn.4268849.
7. Semin V.O., Chernova A.P., Erkovich A.V., Ostapenko M.G., et.al. Electrochemical Properties and Structure of the TiNi Alloy Surface Layers Implanted with Titanium and Niobium Ions // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2024. Vol.15. №3. P. 636–648. DOI:10.1134/S2075113324700060.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeNiMn, ЛЕГИРОВАННОГО АТОМАМИ АЗОТА И УГЛЕРОДА

Хайбулина Н.А. *, Нафиков Р.К., Ганеев А.В., Астафурова Е.Г., Валиев Р.З.

Уфимский университет науки и технологий,

Уфа, Россия

**nkhaibulinaw@yandex.ru*

До недавнего времени в металлургическом производстве часто использовались традиционные сплавы, состоящие из одного основного элемента, которые подвергали легированию одним. Для повышения прочностных и пластичных свойств использовали термические обработки, а также подвергали деформации.

Одним из таких сплавов является сплав CoCrFeMnNi, особенностью данного сплава являются хорошие пластичные и прочностные свойства при криогенных тем-

пературах. Однако применение сплава ограничено, из-за низкой прочности при комнатной температуре. Следовательно, целью данной работы является повышение пластичности с сохранением прочностных свойств сплава с помощью легирования и деформационно-термической обработки.

Для исследования был взят сплав Кантора, легированный атомами углерода и азота в разном количестве, который подвергли кручению под высоким давлением (КВД) при 20°C и 300°C, составы приведены в таблице 1.

Таблица 1. Состав высокоэнтропийного сплава Кантора, легированного атомами углерода и азота (вес %)

Сплав	Fe	Mn	Cr	Ni	Co	C	N
1C	19,9	20,0	20,0	20,0	19,0	1,1	-
2C	19,9	20,0	20,0	20,0	17,3	2,8	-
0,1N	19,9	20,1	20,0	19,9	19,3	-	0,8
0,2N	19,7	20,0	20,0	19,9	19,0	-	1,4

Механические испытания на статическое растяжение проводили при комнатной температуре со скоростью 10^{-3} с^{-1} с расчетной длиной образца 4 мм. Для изучения микроструктурных особенностей проводили исследования с помощью растрового (РЭМ) и просвечивающего (ПЭМ) электронных микроскопов.

Исследования показывают, что в повышение прочности сплава при легировании большой вклад вносит деформационно-термическая обработка. Оптимальным состоянием является сплав 0,2N подвергнутый кручению под высоким давлением при 300°C, так как в нем сочетаются высокие прочностные свойства и хорошая пластичность, достаточные для конструктивного применения материала. Результаты механических испытаний представлены в таблице 2.

Таблица 2. Механические свойства сплавов

Состояние	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	δ_p , %
1C	360	690	53,0
1C КВД при 20°C	1140	1190	1,5
1C КВД при 300°C	1270	1490	4,2
3C	320	630	17,6
3C КВД при 20°C	1000	1050	0,1
3C КВД при 300°C	830	1100	2,0
0,1N	300	640	86,0
0,1N КВД при 20°C	1120	1440	11,1
0,1N КВД при 300°C	1130	1180	9,5
0,2N	340	700	87,0
0,2N КВД при 20°C	1840	1850	8,7
0,2N КВД при 300°C	1440	1490	13,7

Состояния, легированные углеродом, имеют карбиды пластинчатой формы, которые можно заметить на состоянии 1C при температуре КВД 300 °C. Карбиды расположены так же преимущественно по границам зерен, но удалось достичь их меньший раз, сравнительно с недеформированным состоянием.

Для образцов, легированных азотом, заметить нитриды составляет сложность в том, что процент легирования небольшой и сами нитриды имеют меньший размер,

чем карбиды. Однако на снимках можно наблюдать скопление дислокаций на состоянии 0,2N при температуре КВД 20 °С.

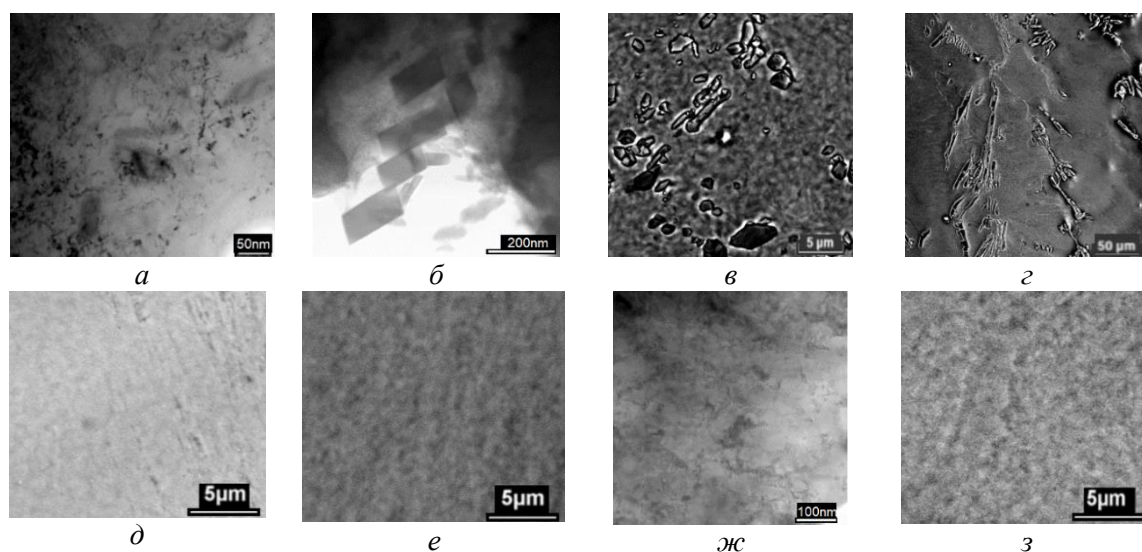


Рис. 1. Структура сплава Кантора: *а* – 1С при КВД при 20 °С (ПЭМ); *б* – 1С КВД при 300 °С (ПЭМ); *в* – 3С при КВД при 20 °С (РЭМ); *г* – 3С при КВД при 300 °С (РЭМ); *д* – 0,1N КВД при 20 °С (РЭМ); *е* – 0,1N КВД при 300 °С (РЭМ); *ж* – 0,2N КВД при 20 °С (ПЭМ); *з* – 0,2N КВД при 300 °С (РЭМ)

Выявлено, что для сплава 1С наибольший предел прочности 1490 МПа, показывает состояние после кручения под высоким давлением при 300 °С, в сочетании с большей пластичностью 4,23 %, в сравнении с состоянием после КВД при 20 °С. Наибольшее значение пластичности после деформационно-термической обработки для сплава легированного атомами азота, показывает состояние 0,2N КВД при 300°С (13,7%) и пределом прочности 1490 МПа.

Повышение температуры КВД повышает прочностные свойства сплава Кантора, легированного атомами углерода и характеристики пластичности легированного атомами азота.

1. Patent US 20020159914 A1 US. High-entropy multielement alloys / Yeh J.-W. – N 10/133495; publ. date 31.10.2002.
2. Kilmametov A., High-pressure torsion driven mechanical alloying of CoCrFeMnNi high entropy alloy/ Kilmametov A., Kulagin R., Mazilkin A., Seils S., Boll T., Heilmaier M., Hahn H. // Scripta Mater. 2019 – V. 158 – P. 29–33.
3. Шайсултанов Д. Г. Структура и механические свойства высокоэнтропийного сплава системы CoCrFeNiX (X=Mn, V, Mn и V, Al и Cu): дис. на соиск. учен. степ. канд. техн. наук: 05.16.01 / Шайсултанов Дмитрий Георгиевич; Белг. Гос. Нац. Исслед. ун-т. – Белгород, 2015 – С.142.

НЕТРИВИАЛЬНЫЕ СЛУЧАИ ВЗАИМОСВЯЗЕЙ МЕЖДУ ОСНОВНЫМИ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИМИ КОЭФФИЦИЕНТАМИ, ПОЛУЧЕННЫМИ В ФОРМАЛИЗМЕ АЛГЕБРЫ ЯКОБИАНОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КАЛИБРОВОЧНОГО СООТНОШЕНИЯ

Христов А.В., Червинский Д.А., Шелест В.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Россия
chervin@dfti.donbass.com

Несмотря на, как кажется на первый взгляд, простой академический вопрос о связях между термодинамическими коэффициентами дилатометрического и калориметрического типа [1–8], существует большое количество нетривиальных соотношений, не встречавшихся ранее в физической литературе, которые удивляют своей особенной связью.

Приведенные в работе соотношения можно рассматривать не только с эвристической и методологической точек зрения, но и как определенные характеристики поведения термодинамических сред в областях фазовых переходов, а также в качестве критериев равновесия систем и меры аномальности их свойств. Любое отклонение от полученных связей означает нарушение (в различной степени) всех зависимостей между термодинамическими коэффициентами. В этом контексте настоящая работа не лишена актуальности темы и научной новизны.

Выделим тот факт, что подавляющее большинство приводимых в работе соотношений впервые получено авторами. Это обусловлено применением, помимо прочего, нетрадиционной комплексной методики, использующей как сжатую, так и развернутую форму детерминантов. При этом в вычислениях фигурируют все допустимые единичные (тривиальные и нетривиальные) якобианы.

В данной работе представлена часть из полученных авторами уравнений [4–8]. Некоторые из них представлены в виде, нормированном на единицу.

Все применяемые здесь определения термодинамических величин согласуются с введенными в [1–3] и используемыми в [4–8]. В частности, термодинамические коэффициенты выражаются через якобианы следующим образом:

$$\begin{aligned} \alpha_P &= (1/V) \partial(V, P) / \partial(T, P), \quad \alpha_S = (1/V) \partial(V, S) / \partial(T, S); \quad K_T = -V \partial(P, T) / \partial(V, T), \\ K_S &= -V \partial(P, S) / \partial(V, S); \\ \beta_V &= (1/P) \partial(P, V) / \partial(T, V), \quad \beta_S = (1/P) \partial(P, S) / \partial(T, S); \\ C_V^{(P)}(T, V) &= T \partial(S, V) / \partial(T, V), \quad C_P^{(V)}(T, P) = T \partial(S, P) / \partial(T, P); \\ l_T^{(V)}(T, P) &= T \partial(S, T) / \partial(P, T), \quad l_T^{(P)}(T, V) = T \partial(S, T) / \partial(V, T); \\ m_V^{(T)}(V, P) &= T \partial(S, V) / \partial(P, V), \quad m_P^{(T)}(V, P) = T \partial(S, P) / \partial(V, P). \end{aligned}$$

На базе формализма якобианов получены нетривиальные соотношения, связывающие основные термодинамические коэффициенты [4–8].

В случае, когда отправной точкой в расчетах служит алгебра якобианов в сжатой форме, найдены (приведенные для удобства к единице) равенства:

$$\begin{aligned} 1 &= -TV \frac{\alpha_S}{m_V^{(T)}} = -TV \frac{\alpha_P}{l_T^{(V)}} = \frac{\alpha_S}{\alpha_P} \cdot \frac{l_T^{(V)}}{m_V^{(T)}} = \frac{P\beta_S}{\alpha_S K_S} \\ &= \frac{C_P}{m_V^{(T)} \alpha_P K_S} = \frac{C_P}{l_T^{(V)} K_S} = \frac{C_V}{m_V^{(T)} \alpha_P K_T} = \frac{C_V}{\alpha_S l_T^{(V)} K_T}. \end{aligned} \tag{1}$$

Эти соотношения легко доказываются методом якобианов при учете калибровочного соотношения $\partial(S, T) / \partial(V, P) = 1$.

Применяя якобианы в развернутой форме, можно получить, в частности, следующие связи [1–3]:

$$1 = \frac{\alpha_P}{\alpha_S} + \frac{K_S}{K_T} = \frac{\beta_V}{\beta_S} + \frac{K_T}{K_S} = \frac{\beta_S}{\beta_V} + \frac{\alpha_S}{\alpha_P} = \frac{\beta_S}{\beta_V} + \frac{m_V^{(T)}}{l_T^{(V)}} = \frac{m_P^{(T)}}{l_T^{(P)}} + \frac{m_V^{(T)}}{l_T^{(V)}} \quad (2)$$

При исследовании ангармонизма [4] были определены параметр Грюнайзена и детерминант устойчивости в различных формулировках, например, в виде

$$\gamma_G = V \frac{\partial(P, V)}{\partial(U, V)} = -\frac{1}{T\alpha_S} = \frac{1}{T\alpha_P} \cdot \frac{\beta_V}{\beta_S - \beta_V} = \frac{V\alpha_P K_T}{C_V} = \frac{V\alpha_P K_S}{C_P} = \frac{V}{T} \cdot \frac{l_T^{(P)}}{C_V} = -\frac{l_T^{(V)} K_T}{TC_V} = \frac{V}{m_V^{(T)}} = \frac{K_S}{m_P^{(T)}}, \quad (3)$$

$$D_S = \frac{\partial(P, T)}{\partial(S, V)} = -\frac{1}{V^2 \alpha_S \alpha_P} = \frac{T\gamma_G}{V^2 \alpha_P} = \frac{TK_T}{VC_V} = \frac{TK_S}{VC_P} = \frac{l_T^{(P)}}{V\alpha_P C_V} = -\frac{l_T^{(V)} K_T}{V^2 \alpha_P C_V} = \frac{T}{V\alpha_P m_V^{(T)}} = \frac{TK_S}{V^2 \alpha_P m_P^{(T)}}. \quad (4)$$

Еще раз отметим, что используемые обозначения термодинамических коэффициентов согласуются с обычно применяемыми в литературе [1–3], хотя иногда в эти символы вкладывается и иной смысл (см., например, [3]).

Связи (1), (3), (4), нормированные на единицу, легко проверяются алгеброй якобианов.

В то же время формулы (2) могут быть доказаны различным образом (см. [5–8]).

Полученные результаты могут быть использованы при исследовании фазовых переходов, а также разнообразных аномальных состояний среды, которые проявляются в нарушении приводимых в работах авторов соотношений, нормированных на единицу (в том числе калибровочных). Кроме этого, данные, приводимые в настоящей работе, могут быть использованы как мера устойчивости системы и ее ангармонизма (в широком смысле, проявляющемся во влиянии на самые разные свойства среды).

1. Базаров И.П. Термодинамика. М.: Высшая школа, 1991.
2. Румер Ю.Б., Рывкин М.Ш. Термодинамика, статистическая физика и кинетика. М.: Наука, 1972.
3. Стенли Г. Фазовые переходы и критические явления. М.: Мир, 1973.
4. Шелест В.В., Христов А.В., Червинский Д.А. // ФТВД 2020. Т.30. №4. С.18-33.
5. Червинский Д.А., Христов А.В., Шелест В.В. // ФТВД 2024. Т.34. №1. С. 55-76.
6. Червинский Д.А., Христов А.В., Шелест В.В. // ФТВД 2024. Т.34. №3. С. 73-104.
7. Червинский Д.А., Христов А.В., Шелест В.В. // ФТВД 2025. Т.35. №1. С.67-94.
8. Червинский Д.А., Христов А.В., Шелест В.В. // ФТВД 2025. Т.35. №2. С.47-70.

ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ РЕЛЬСОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

**Громов В.Е.¹, Попова Н.А.², Юрьев А.Б.¹, Порфирьев М.А.¹,
Крюков Р.Е.¹**

¹ *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*

gromov@physics.sibsiu.ru

² *Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия*

natalya-popova-44@mail.ru

Семь лет назад в России начато производство длинномерных (100-м) дифференцированно закаленных рельсов повышенной износостойкости и контактной выносливости (категория рельсов ДТ400ИК) для эксплуатации в прямых участках пути со скоростями до 200 км/ч и кривых участках без ограничения по грузонапряженности. По данным РЖД, в 2020 г. до 75% изъятий рельсов происходило при достижении предельного состояния по износу и контактно усталостным дефектам. Эти процессы во много определяются формированием внутренних полей напряжений.

Целью работы является определение механизмов упрочнения поверхности катания рельсов из заэвтектоидной стали после эксплуатации.

Наиболее информативным методом изучения структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в настоящее время является дифракционная электронная микроскопия, которая позволяет регулировать локальность измерения в широких пределах (от нанометров до сотен микрометров) [1-3].

В качестве материалов исследования использовались образцы 100-м дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ400ИК после эксплуатации [4]. Пропущенный тоннаж составляет 187 млн. тонн на экспериментальном кольце РЖД. Они были изготовлены из стали Э90ХАФ (ДТ400ИК), элементный состав которой регламентируется ГОСТом 51685-243 и ТУ 24.10.75111-298-057576.2017РЖД.

На поверхности катания головки дифференцированно закаленных длинномерных рельсов из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации методами просвечивающей электронной микроскопии выявлены морфологические составляющие структуры: пластинчатый перлит, фрагментированный перлит, разрушенный пластинчатый перлит, глобулярный перлит, полностью разрушенный перлит, субзеренная структура. Проведена количественная оценка вкладов упрочнения, обусловленных трением кристаллической решетки, твердорастворным упрочнением, упрочнением за счет перлита, некогерентными частицами цементита, границами зерен и субграницами, дислокационной субструктурой и внутренними полями напряжений. Произведена иерархия этих механизмов и отмечено, что для поверхности скругления (выкружки) головки рельсов основным механизмом упрочнения является упрочнение некогерентными частицами, а также механизмы, обусловленные внутренними дальнотействующими (локальными) напряжениями, внутренними напряжениями сдвига («леса» дислокаций) и субструктурным упрочнением. Для поверхности катания по центральной оси головки рельсов основная роль в упрочнении принадлежит упрочнению дальнотействующими полями напряжений (особенно ее упругой компонентой), упрочнению некогерентными частицами и субструктурному упрочнению. С учетом объемных долей морфологических составляющих и их предела текучести определен аддитивный предел текучести на поверхности катания по центру головки и выкружке.

Он составил 7950 МПа и 2218 МПа, соответственно, для центра головки и выкружки. Представлена физическая интерпретация различия значений аддитивного предела текучести на поверхности катания головки рельсов в центре и на выкружке.

1. Egerton F.R. Physical Principles of Electron Microscopy. Basel: Springer International Publishing, 2016. 196 p.
2. Kumar C.S.S.R. Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials. New York: Springer, 2014. 717 p.
3. Carter C.B., Williams D.B. Transmission Electron Microscopy. Berlin: Springer International Publishing, 2016. 518 p.
4. Порфирьев М.А. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Попова Н.А., Шляров В.В. Тонкая структура длинномерных рельсов из заэвтектоидной стали после длительной эксплуатации. – Новокузнецк: Полиграфист, 2023. – 285 с.

ВЫРАЩИВАНИЕ ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ β -($\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}$) $_2\text{O}_3$ ИЗ РАСПЛАВА МЕТОДОМ СТЕПАНОВА

**Спиридонов В.А., Панов Д.Ю., Иванов А.Ю., Богданов П.А., Бауман Д.А.,
Романов А.Е.**

Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия
vladspiridonov@itmo.ru

Ультраширокозонные полупроводники (УШЗП) представляют собой класс материалов с шириной запрещенной зоны больше, чем у классических широкозонных полупроводников – нитрида галлия и карбида кремния. Такие материалы обладают уникальными физическими свойствами, такими как высокая критическая напряженность электрического поля, термостабильность и радиационная стойкость, что делает их привлекательными для применения в силовой электронике, УФ-оптоэлектронике и космической технике.

Среди УШЗП особое внимание привлекает оксид галлия β - Ga_2O_3 . В отличие от других УШЗП, таких как AlN и алмаз объёмные кристаллы оксида галлия могут быть получены в больших объемах методами жидкофазного роста, что делает их привлекательными с точки зрения промышленного производства компонентной базы. Добавление в оксид галлия алюминия и получение двойного твердого раствора β -($\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}$) $_2\text{O}_3$ позволяет получить еще более широкозонный материал с заданными характеристиками [1].

Главным недостатком оксида галлия является нестабильность его расплава, что приводит к улетучиванию из него кислорода и образованию в получаемом кристалле кислородных вакансий, влияющих на физические свойства. Чтобы ослабить данный процесс необходимо использовать кислородсодержащую атмосферу при росте кристаллов β -($\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}$) $_2\text{O}_3$, что в сочетании с высокой температурой плавления и высокой химической активностью сужает круг пригодных для ростовой оснастки материалов до металлов платиновой группы (кроме платины и палладия) [2]. Получение кристаллов с использованием формообразователя по методу Степанова позволяет получать анизотропные кристаллы β -($\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}$) $_2\text{O}_3$ с увеличенной площадью заданной кристаллографической плоскости, что позволяет использовать меньше материала для оснастки по сравнению с другими методами жидкофазного роста [3].

Кристаллы легированного $\beta\text{-(Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{O}_3$ были получены методом Степанова в ростовой установке Ника-3. В качестве исходного материала использовались порошки Al_2O_3 и Ga_2O_3 чистоты 5N. Рост производился с использованием иридиевой оснастки. Образцы синтезировались в замкнутой системе с постоянной атмосферой. Атмосфера представляла собой смесь 95 об.% аргона и 5 об.% кислорода. Затравление производилось на собственные кристаллы $\beta\text{-(Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{O}_3$, полученные ранее методом Чохральского.

Были выращены объёмные кристаллы $\beta\text{-(Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{O}_3$ с различным содержанием оксида алюминия (1 об.% и 5 об.%). Путём скалывания кристаллов по плоскости спайности (100) были получены плоскопараллельные образцы толщиной ~ 0.5 мм и исследованы их оптические свойства методом оптической спектроскопии, структурные характеристики методом рентгеновской дифракции (XRD) и химический состав методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDS).

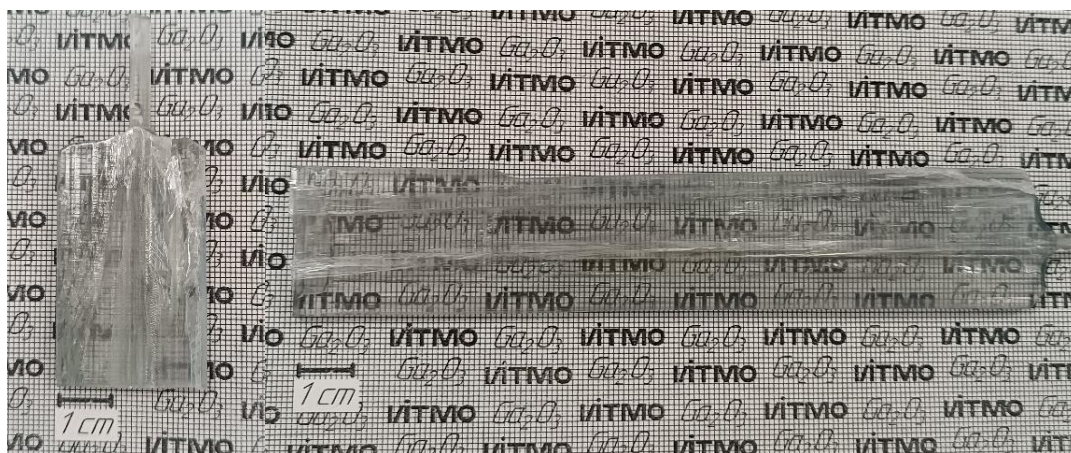


Рис.1. Образцы объёмных кристаллов $\beta\text{-(Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{O}_3$ полученных методом Степанова

Оптическая ширина запрещенной зоны составила 4.78 эВ – для чистого $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$, 4,79 эВ – для образца с содержанием 1 об.% оксида алюминия в шихте и 4,83 эВ – для образца с содержанием 5 об.% Al_2O_3 . Исследования методом энерго-дисперсионной рентгеновской спектроскопии показали равномерное распределение алюминия по всему объёму полученных кристаллов, несмотря на отсутствие вращения, как при росте методом Чохральского, что подтверждает допустимость использования метода Степанова для получения кристаллов $\beta\text{-(Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{O}_3$.

Работа выполнена в рамках государственного задания (проект FSER-2025-0005).

1. Zakgeim D.A., Bauman D.A., Panov D.I., et al. Growing of bulk $\beta\text{-(Al}_x\text{Ga}_{1-x})_2\text{O}_3$ crystals from the melt by Czochralski method and investigation of their structural and optical properties // Appl. Phys. Express. 2022. — Vol. 15, № 2. — P. 025501.
2. Galazka Z., Uecker R., Irmscher K., et al. Czochralski growth and characterization of $\beta\text{-Ga}_2\text{O}_3$ single crystals // Cryst. Res. Technol. 2010. — Vol. 45, № 12. — P. 1229–1236.
3. Bauman D.A., Panov D.I., Spiridonov V.A., et al. On the successful growth of bulk gallium oxide crystals by the EFG (Stepanov) method // Funct. Mater. Lett. 2023. — Vol. 16, № 7. — P. 2340026.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА NiCrBSi ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ

**Степченков А.К.¹, Макаров А.В.¹, Соболева Н.Н.², Вопнерук А.А.³,
Котельников А.Б.³**

¹*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²*Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

³*АО «НПП “Машипром”», Екатеринбург, Россия*

alexander.stepchenkov@gmail.com

Один из действенных способов улучшить рабочие характеристики и продлить срок службы механизмов – это изменить свойства поверхностного слоя. При поверхностной модификации широко используются покрытия на основе никеля, включая сплавы системы Ni–Cr–B–Si. Преимущество данных сплавов заключается в их относительно низкой температуре плавления, что минимизирует термическое воздействие на подложку, тем самым снижая риск возникновения остаточных деформаций и микроструктурных изменений. Дополнительные термические обработки позволяют существенно усовершенствовать эксплуатационные свойства Ni–Cr–B–Si покрытий путём снижения пористости и шероховатости поверхности [1], повышения твёрдости и износостойкости [2–4], а также увеличения модуля упругости [5].

В работе изучено влияние отжига при температуре 1050 °С на сплошность, структуру и микромеханические свойства NiCrBSi покрытий, сформированных высокоскоростным газотермическим напылением. Отжиг образцов проводили в вакууме при 1050 °С (выдержка 2 часа) с последующим охлаждением в печи. Структурно-фазовый состав изучали с использованием сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа, а микромеханические свойства определяли измерениями микротвёрдости по методу восстановленного отпечатка и проведением инструментального микроиндентирования.

Установлено, что после высокотемпературного отжига в покрытии формируется более плотная и однородная структура (отсутствует слоистость) (рис.1), уменьшается количество несплошностей в переходной зоне, что улучшает адгезию покрытия с металлической подложкой.

Образование крупных упрочняющих фаз карбоборидов хрома Cr₇(C,B)₃ и боридов никеля Ni₃B повышает микротвёрдость на 30 %, твёрдость по Мартенсу и твёрдость вдавливания на 25-30 %. За счет уменьшения количества несплошностей в покрытии контактный модуль упругости возрастает со 130 ГПа до 228 ГПа. Отсутствие структурных изменений и неизменный повышенный уровень твердости после дополнительного нагрева до 900 °С свидетельствует о повышенной термической устойчивости газотермического покрытия, подвергнутого высокотемпературной обработке.

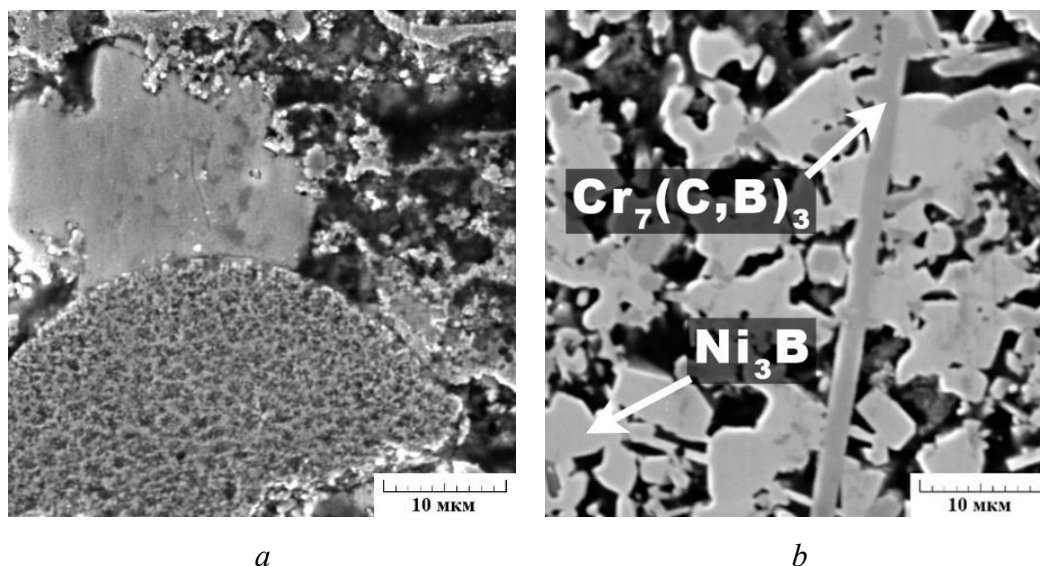


Рис. 1. Микроструктуры NiCrBSi покрытий: *a* – после напыления; *b* – после напыления и отжига при 1050 °С (выдержка 2 ч)

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

1. Bergant Z., Trdan U., Grum J. Effect of high-temperature furnace treatment on the microstructure and corrosion behavior of NiCrBSi flame-sprayed coatings // Corrosion Science. 2014. Vol. 88. P. 372–386. DOI: [10.1016/j.corsci.2014.07.057](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.07.057).
2. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Способ получения теплоустойчивого покрытия. Патент на изобретение RU № 2492980, 2013. 6с.
3. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем теплоустойчивости комбинированной лазерно-термической обработкой // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 3. С. 39–46.
4. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Kharanzhevskiy E.V. Improving the properties of a rapidly crystallized NiCrBSi laser clad coating with high-temperature processing // Journal of Crystal Growth. 2019. Vol. 525. 125200. DOI: [10.1016/j.jcrysgro.2019.125200](https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2019.125200).
5. Соболева Н.Н., Макаров А.В., Степченков А.К., Малыгина И.Ю., Коробов Ю.С. Влияние термического воздействия на микромеханические свойства хромоникелевого покрытия, полученного газопорошковой лазерной наплавкой // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2020. Т. 22. № 2. С. 104–117. DOI: [10.17212/1994-6309-2020-22.2-104-117](https://doi.org/10.17212/1994-6309-2020-22.2-104-117).

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК B_4C И BN НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ КОРОТКОИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ НА ОСНОВЕ Ta И SiC

Кузнецов Р.М.¹, Сирош В.А.¹, Макаров А.В.¹, Харанжевский Е.В.²,
Соболева Н.Н.³, Волкова Е.Г.¹

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

²Удмуртский государственный университет, Ижевск, Россия

³Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН,
Екатеринбург, Россия

Kuznetsov.imp@yandex.ru

Одно из наиболее интенсивно развивающихся направлений современного металловедения связано с получением покрытий с высокими трибологическими и механическими свойствами. Наиболее рациональным подходом в производстве узлов трения является не изготовление детали полностью из высококачественных материалов, а нанесение тонких (до сотен микрон) покрытий из дорогостоящих материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками на стали, широко используемые в промышленности. Одним из таких материалов является Ta . Покрытия с высокими трибологическими и механическими свойствами могут быть получены при добавке в покрытия Ta и SiC [1, 2].

Цель работы – повышение трибологических характеристик стальных пар трения путем нанесения на их поверхность покрытий из порошков Ta , SiC , B_4C , BN , MgO , Li_2O инновационной технологией короткоимпульсного лазерного плавления [3, 4]. Показана возможность формирования покрытий технологией короткоимпульсной лазерной наплавки из смеси порошков B_4C – 30% BN – 5% MgO – 7% Li_2O и Ta – 4,7% SiC в разной пропорции на поверхности стали 40Х. Использовали иттербиевый волоконный лазер с максимальной средней мощностью 50 Вт в режиме: длительность импульса 40 нс; частота импульсов 20 кГц; энергия в импульсе 1 мДж.

Установлено, что на поверхности покрытий $\text{TaSiC}+40\%\text{BCN}$ и $\text{TaSiC}+60\%\text{BCN}$ присутствуют эллипсовидные поры без рваных краев, которые могут способствовать предотвращению распространения трещин и выступать в роли маслоудерживающих карманов, которые будут накапливать смазочный материал в условиях реализации трения со смазкой. Кроме того, для поверхности покрытий характерно наличие областей, обогащённых Ta , Si , B , C в зависимости от состава порошковой смеси.

Покрытие $\text{TaSiC}+60\%\text{BCN}$ обладает самой высокой износостойкостью из исследованных покрытий: его потери массы после испытаний на износ при сухом трении скольжения в 1,9 раза меньше по сравнению с потерей массы покрытия $\text{TaSiC}+40\%\text{BCN}$ и в 18 раз меньше, чем у покрытия TaSiC (рис. 1). Кроме того, износ стали Х12М наименьший в паре с покрытием $\text{TaSiC}+60\%\text{BCN}$. Покрытие $\text{TaSiC}+60\%\text{BCN}$ имеет также наименьшее и самое стабильное значение коэффициента трения в паре с Х12М при сухом трении скольжения (рис. 2).

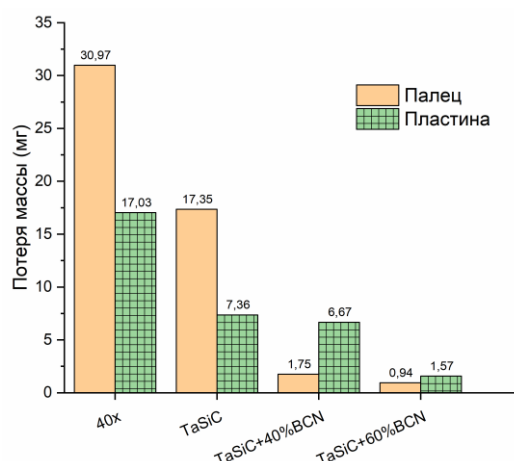


Рис. 1. Потери массы покрытий (пальца) и стали X12M (пластины) при сухом трении скольжения с нагрузкой 300 Н по схеме «палец-пластина»

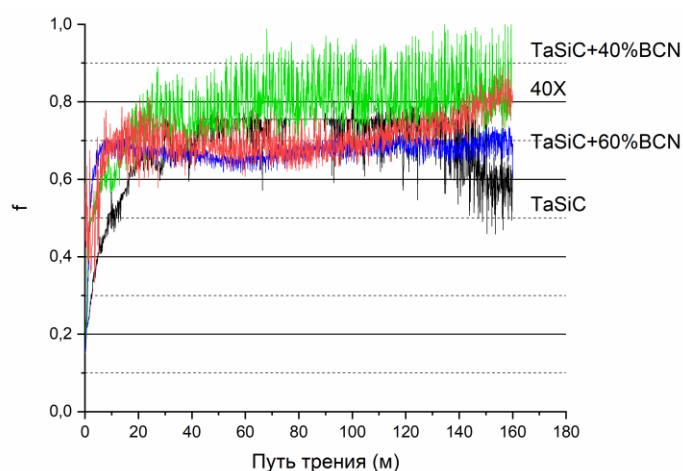


Рис. 2. Зависимость коэффициента трения f от пути трения при сухом трении скольжения по схеме «палец-пластина» с нагрузкой 300 Н

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

1. Liu P., Li H., Zhang R., Xiao M., Wei X., Yin Y., Qu Y., Cheng G., Ren G., Lu C. Effect of Ta addition on microstructure and properties of TiC particle reinforced iron-based gradient coating by laser cladding // Surface and Coatings Technology. 2025. Vol. 512. doi.org/10.1016/j.surf-coat.2025.132345.
2. Макаров А.В., Соболева Н.Н. Формирование износостойких NiCrBSi покрытий лазерной наплавкой и комбинированными обработками // В кн. Перспективные материалы: учебное пособие / Под ред. Д.Л. Мерсона. – Тольятти: ТГУ, 2017. – Т. VII. – 292 с. – Глава 5. С. 167-238.
3. Kharanzhevskiy E.V., Ipatov A.G., Krivilyov M.D., Makarov A.V., Gil'mutdinov F.Z., Volkova E.G. Ultralow friction behaviour of B₄C-BN-MeO composite ceramic coatings deposited on steel // Surface and Coatings Technology. 2020. Vol. 390. doi.org/10.1016/j.surf-coat.2020.125664.
4. Kharanzhevskiy E.V., Ipatov A.G., Makarov A.V., Gil'mutdinov F.Z., Soboleva N.N., Krivilyov M.D. Effect of oxygen in surface layers formed during sliding wear of Ni–ZrO₂ coatings // Surface and Coatings Technology. 2022. Vol. 434. Art. 128174. doi.org/10.1016/j.surf-coat.2022.128174.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО ЭКВИАТОМНОГО СОСТАВА $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$

Белослудцева Е.С.^{1,2}, Винокуров Д.Е.¹

¹Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения

РАН, Екатеринбург, Россия

²ООО «Ньютонс», Москва, Россия

ebelosludceva@mail.ru

Известно, что в сплавах системы Ni-Mn вблизи эквиатомного состава в процессе охлаждения происходят два фазовых перехода: упорядочение $\gamma \rightarrow \beta$ при температурах, близких 1150-1200 К, и мартенситное $\beta \rightarrow \Theta$ при температурах, близких 970-990 К [1, 2]. γ -фаза имеет ГЦК решетку типа A1 с параметром $a_\gamma = 0.3651$ нм [1]. β -фаза, имеет ОЦК-решетку, атомноупорядоченную по типу B2 $a_{B2} = 0.2988$ нм. Структура тетрагональной Θ -фазы, является атомноупорядоченной по типу L1₀ [1] с параметрами кристаллической решетки $a = 0.3740$ нм, $c = 0.3520$ нм, $c/a = 0.94$. Фазовые превращения данного сплава ранее не были изучены после длительного хранения.

В работах [2, 3] установлено, что по прошествии порядка 20 лет сплав $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ испытывает расслоение. В теле мартенситной матрицы образуются области размером 50 – 150 мкм с округлыми границами, объемная доля которых составляет порядка 20%. Их структура отличается от мартенситной и представляет собой зерна разной ориентации (рис. 1). Причем, в некоторых случаях сохраняется двойниковая ориентировка отдельных кристаллитов. Размеры зерен варьируются от нескольких десятков нанометров до нескольких десятков микрометров. Методом рентгеноструктурного фазового анализа идентифицируются пики только от фазы с кристаллической решеткой L1₀ [2]. На фрактографических картинах наблюдаются области хрупкого излома по мартенситным пластинам и более вязкого с вытянутыми язычками [3].

Предполагается, что фазовое расслоение может быть связано с перераспределением химических элементов. Данные энергодисперсионного анализа показывают превышение никеля в данных областях на 2 – 3 ат. % от стехиометрического.

Работа выполнена в рамках госзадания Г.р. № 122021000033-2 Шифр «Структура» и с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

1. Особенности мартенситного превращения и тонкая структура интерметаллического соединения $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ / В. Г. Пушин, Е. С. Белослудцева, В. А. Казанцев, Н. И. Коуров. // Материаловедение. — 2012. — V. 11. — P. 3—10.
2. Microstructural and fractographic study of $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ alloy after low-temperature long-term aging / E.S. Belosludtseva, D.E. Vinokurov. // Materials. Technologies. Design. — 2024. — V. 6. — P. 5—12.
3. Study of the $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ Alloy after Low-Temperature Long-Term Aging / E.S. Belosludtseva, D.E. Vinokurov. // Materials. Technologies. Design. — 2024. — V. 6. — P. 16—25.

Именной указатель

Абакумов М.А.	102	Брилевский А.И.	20
Абдрахманова Э.Д.	71, 159, 192	Буковский П.О.	95, 99
Автократова Е.В.	62, 82	Быков П.А.	125
Аглетдинов Э.А.	26, 28		
Аккузин С.А.	131, 193	Валеев И.Ш.	62
Аксенов Д.А.	167	Валеева А.Х.	62
Алексеев А.В.	180	Валиев Р.З.	57, 59, 199
Алексеев Н.С.	137	Ваулина О.Ю.	133
Амосов А.П.	8, 135	Ващук Е.С.	19
Амосова О.В.	18	Веселова В.Е.	162
Андреев В.А.	85	Виндокуров И.В.	88
Анисимов Д.М.	81	Винокуров Д. Е.	211
Арышенский В.Ю.	196	Власов И.В.	150, 177
Арышенский Е.В.	185, 196	Волков А.Ю.	123, 124, 194
Астапов Д.О.	101, 129	Волкова Е.Г.	124, 209
Астафуров С.В.	54, 101, 129	Вопнерук А.А.	207
Астафурова Е.Г.	54, 55, 101, 129, 199	Воронин Д.С.	174
Асфандияров Р.Н.	167		
Афанасьев М.А.	135	Ганеев А.А.	14, 199
Ахмедьянов А.М.	181	Гервасьева И.В.	181
		Гордиенко А.И.	177
Бадудин Н.В.	147, 150	Гостевская А.Н.	65
Баженов В.Е.	102, 139	Громов В.Е.	19, 42, 116, 168, 204
Базалеева К.О.	180	Грызунова Н.Н.	137
Байкузина А.Р.	104	Гудала С.	189
Баклушина И.В.	116	Гуркина Н.Ю.	47
Бакулин А.В.	145	Гусева А.В.	143
Балашов В.М.	59		
Баранникова С.А.	127	Давыдова Н.А.	92
Барат В.А.	45	Данилов В.А.	34
Бауман Д.А.	160, 182, 205	Данилова Л.В.	54
Бегун М.Э.	20	Данюк А.В.	26, 28
Безбородова П.А.	174	Демина М.	95
Беликов С.В.	72	Демушкин Д.Ю.	111
Белослудцева Е. С.	211	Денисов Д.А.	111
Беляев С.П.	16	Джемела П.В.	168
Бетехтин В.И.	18	Дорогов М.В.	50
Блажнов Н.М.	157	Драбо Д.П.	16
Бобров А.А.	109	Дробышев В.К.	80
Богатов М.В.	107		
Богданов П.А.	182	Еленская Н.В.	88
Богданов П.А.	205	Елисеев А.А.	75
Бодякова А.И.	94	Ерошенко А.Ю.	69
Боргардт Е.Д.	6, 32	Ершеев Н.Е.	12
Борисенко Д.Н.	117	Ершов Н.А.	139
Бояркин А.С.	73	Есипов Р.С.	55
Бражников И.С.	36	Ефимов А.О.	160

Жапова Д.Ю.	134	Крымский С.В.	62, 82
Жеребцов С.В.	190	Крюков Р.Е.	204
Жиляков А.Ю.	72	Кузнецова В.А.	176
Жохов А.А.	117	Кузьмина А.В.	104
		Кулькова С.Е.	145
Загибалова Е.А.	54, 55, 101, 129	Кулясова О.Б.	163, 167
Загитов Р.Р.	82	Курдюков А.В.	39
Задорожный М.Ю.	87	Курзина И.А.	114
Зайнуллин Р.И.	14	Курилёнок А.А.	66
Иванов А.Ю.	160, 182, 205	Лаврентьева П.В.	127
Ильиных М.В.	104	Латухин Е.И.	135
Имаев В.М.	14	Латыпов Ф.Т.	174
Исламгалиев Р.К.	71, 159, 192	Латыпова О.Э.	82
		Левагина А.А.	185
Йылмазер Х.	71	Левин А.А.	18
		Леонтьева-Смирнова М.В.	131
Кадомцев А.Г.	18	Ли Х.	80
Кадямов Ш.А.	135	Ли Чж.	71
Казанцев В.А.	123, 194	Ли Л.	71
Казанцева Н.В.	104, 170	Линдеров М.Л.	34, 57, 62, 82
Калашников И.Е.	125	Литовченко И.Ю.	105, 131, 133, 193
Калиненко А.А.	93, 94	Лихачев А.И.	18
Калонов А.А.	181	Лугинин Н.А.	69
Каманцев И.С.	162	Лукьянова Е.А.	63
Каракич Е.А.	135	Лундин В.В.	160
Кардашев Б.К.	18	Лупанов В.Г.	165
Каспарян С.О.	145	Луцко В.Ф.	16
Кацман А.В.	6	Лучин А.В.	54
Качура А.Д.	135	Лысунец М.А.	54, 129
Ким А.В.	134, 193	Лян И.	71
Клевцов Г.В.	57, 59, 61		
Клевцова Н.А.	57, 59, 61	Магамедова С.Г.	90
Климанова А.М.	78	Мажарин А.В.	112
Кобелева Л.И.	125	Майер А.Е.	165, 174
Колубаев Е.А.	129	Майер Г.Г.	54
Комаров А.И.	66	Майер П.Н.	165
Комельков А.В.	109	Макаров А.В.	5, 92, 207, 209
Комиссаров А.А.	102, 139	Малкин К.А.	196
Коновалов С.В.	80, 112, 176, 185, 189	Малофеев С.С.	93, 94
Коняшкин А.В.	111	Манухина К.Д.	174
Котельников А.Б.	207	Маркушев М.В.	62, 82
Кузнецов Р.М.	209	Мартыненко Н.С.	63
Коэмец Ю.Н.	104	Мартынов С.А.	134
Красников В.С.	174	Марченков А.Ю.	45
Красницкий С.А.	38	Маслов А.А.	172
Криштал М.М.	6, 32	Матчин А.А.	57
Круковский К.В.	134	Мейснер Л.Л.	198
Крылова С.Е.	12, 52, 76	Мельников Е.В.	54, 101

Мерсон Д.Л.	4, 20, 23, 43, 48, 62, 82, 152, 154	Пахолкина П.	193
Мерсон Е.Д.	48, 152, 154	Пацелов А.М.	123, 194
Милютин В.А.	181	Петров С.Н.	81
Миронов С.Ю.	93, 94	Пигалева И.Н.	59
Михайловская А.В.	84, 173	Пирогова Ю.В.	89
Михеев Р.С.	125	Плегунова С.В.	102
Михно А.Р.	112	Плесовских А.Ю.	52
Мишнев Р.В.	93	Плотников В.А.	143
Молоканов Р.Н.	168	Погорелко В.В.	165
Морозкина Е.О.	109	Подгорбунская П.О.	123, 194
Мочуговский А.Г.	84	Полевой Е.В.	168
Муравлев Д.В.	10	Поленок М.В.	71, 159, 192
Муравьева О.В.	23, 43	Полехина Н.А.	105, 131, 133, 193
Муравьева Т.И.	97, 99	Полунин А.В.	6, 32
Мухтаров Ш.Х.	14	Полунина А.О.	6, 32
Мушников А.Н.	15	Полуянов В.А.	48, 152, 154
Мягких П.Н.	48, 152, 154	Понкратова Ю.Ю.	180
		Попова Н.А.	114, 168, 204
Наркевич Н.А.	147, 150	Порфирьев М.А.	168, 204
Нарыкова М.В.	18	Почетуха В.В.	19
Наумов Д.К.	38	Приймак Е.Ю.	141, 187
Наумова Е.А.	85, 87	Просолов К.А.	69
Нафиков Р.К.	199	Пугачева Т.М.	10
Некля Ю.А.	384	Путилова Е.А.	22, 162
Нечаева А.В.	47	Пырин Д.В.	72
Никитин И.С.	93		
Никитин И.С.	94	Рамазанов К.Н.	55, 172
Николаев А.А.	172	Распосиенко Д.Ю.	185
Никоненко А.В.	114	Растегаев И.А.	23, 43, 135
Никоненко Е.Л.	114	Растегаева И.И.	23, 43
Носов Е.В.	57	Редькин Б.С.	117
Нохрин А.В.	109	Резникова А.Р.	156
Нугаманов Ф.В.	192	Реснина Н.Н.	16
Нуретдинова Д.Р.	184	Рогачев С.О.	85, 87
		Родин С.Н.	160
Озеров М.С.	190	Родионов Е.С.	165
Орда Д.В.	66	Романов А.Е.	38, 160, 182, 205
Осинская Ю.В.	90, 184	Романов Д.А.	19, 42, 116
Осинцев К.А.	176	Рубаник В.В.	16
Осипова В.В.	105, 131, 133, 193	Рубаник В.В.мл.	16
Остапенко М.Г.	198	Рыбальченко О.В.	63
Павлецов Д.А.	88	Садырин Е.В.	88
Панов Д.Ю.	160, 182, 205	Самойлов С.П.	181
Панова В.С.	176	Сафарова Д.Э.	180
Панченко И.А.	65, 80, 112, 176, 189	Сахаров А.В.	160
Панькина А.А.	45	Святкин А.В.	78
Парфенов Е.В.	163	Селиванов А.С.	61
		Семенчук В.М.	177
		Семилетова А.А.	189

Сёмка Я.С.	141	Христов А.В.	202
Сергеев А.А.	154	Хрусталеv А.К.	43
Сиразеева А.Р.	163		
Сирош В.А.	209	Цацульников А.Ф.	160
Ситдиков О.Ш.	62, 82		
Смирнов А.М.	38	Чапайкин А.С.	42
Соболева Н.Н.	92, 207, 209	Червинский Д.А.	202
Соснин И.М.	156	Черепанов А.Я.	165
Сосновский И.А.	66	Черепанова Г.И.	65
Спиридонов В.А.	160, 182, 205	Чернов В.М.	131, 193
Спиридонов Н.Г.	61	Четверкин А.А.	90
Спиридонова К.В.	131, 193	Чжан М.	71
Стадников А.А.	57	Чинов В.Ю.	185
Степченков А.К.	207	Чиркунова Н.В.	50
Стрижаченко И.Р.	181		
Сысоев А.Н.	109	Шакуров И.А.	16
		Шалагаев В.В.	47
Тагиров Д.В.	190	Шаркеев Ю.П.	69
Ташкинов М.А.	88, 89	Шафеев М.Р.	6
Темралиева Д.Р.	63	Шахов Р.В.	14
Тептерев М.С.	196	Шевяхова В.В.	157
Терешкин С.В.	62	Шелест В.В.	202
Тимошов И.С.	133	Шерина Ю.В.	157
Тимошов И.С.	193	Шипшев Р.Б.	180
Титова Ю.В.	8	Шишулин А.В.	119, 121
Трошкова О.	84	Шишулина А.В.	119, 121
Трушов В.А.	141	Шлярова Ю.А.	168
Тураева З.С.	173	Шляхов Т.С.	39
Тюрьков М.Н.	57	Шуберт А.В.	189
Уварова И.А.	8	Щапов Г.В.	170
Умеров Э.Р.	135	Щербакова О.О.	97, 99
Федоров Д.С.	76	Юдин П.Е.	107
Федосеева А.Э.	36	Южакова С.И.	198
Фесенюк М.В.	57, 59	Юрьев А.Б.	204
Фролова А.В.	156		
		Яковцева О.А.	173
Хади А.А.	99	Ясников И.С.	26, 28
Хайбулина Н.А.	199		
Хайбуллин А.М.	192		
Харанжеvский Е.В.	5, 209	Boumerzoug Z.	30
Хасанова А.Р.	167	Helal Y.	30
Хафизова Э.Д.	71, 159, 192	Raouache E.	30

Содержание

Доклады	Стр.
Мерсон Д.Л. ВВЕДЕНИЕ	4
Макаров А.В., Харанжевский Е.В. НА ПУТИ К БЕЗЫЗНОСНОМУ И СВЕРХНИЗКОМУ ТРЕНИЮ	5
Полунин А.В., Полунина А.О., Боргардт Е.Д., Шафеев М.Р., Кацман А.В., Криштал М.М. МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ СИСТЕМЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ ДЛЯ ТРАВМАТОЛОГИИ	6
Амосов А.П., Титова Ю.В., Уварова И.А. ПРИМЕНЕНИЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА В АЗИДНОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕМСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ СИНТЕЗЕ СМЕСЕЙ ВЫСОКОДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ Si ₃ N ₄ -SiC, AlN-SiC, TiN-SiC	8
Пугачева Т.М., Муравлев Д.В. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ СПЕЦИАЛЬНЫХ ПОДШИПНИКОВ (обзор)	10
Ершеев Н.Е., Крылова С.Е. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СИСТЕМ ИСКУССТВЕННОГО ИНТЕЛЛЕКТА ДЛЯ РЕВЕРС-ИНЖИНИРИНГОВЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	12
Мухтаров Ш.Х., Зайнуллин Р.И., Шахов Р.В., Ганеев А.А., Имаев В.М. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАНУЛИРУЕМОГО ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	14
Мушников А.Н. БЕСКОНТАКТНОЕ ИЗМЕРЕНИЕ ПОЛЕВОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПРОДОЛЬНОЙ МАГНИТОСТРИКЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	15
Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Рубаник В.В. мл., Шакуров И.А., Драбо Д.П., Беляев С.П., Реснина Н.Н. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА СТЕНКИ, НАПЛАВЛЕННЫЕ ПО ТЕХНОЛОГИИ WAAM	16
Нарыкова М.В., Кардашев Б.К., Бетехтин В.И., Левин А.А., Кадомцев А.Г., Лихачев А.И., Амосова О.В. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АД1	18
Почетуixa В.В., Романов Д.А., Ващук Е.С., Громов В.Е. БЕРЕЖЛИВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ	19
Брилевский А.И., Бегун М.Э., Мерсон Д.Л. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ПРУТКОВ ИЗ МЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА ZX10	20
Путилова Е.А. ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ДЛЯ ОЦЕНКИ ИЗМЕНЕНИЙ КОМПОНЕНТОВ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОГО И ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	22
Растегаева И.И., Растегаев И.А., Мерсон Д.Л., Муравьева О.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ЧАСТОТНО-ВРЕМЕННОГО ПРЕОБРАЗОВАНИЯ И ДИСПЕРСИИ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЛН ДЛЯ ОЦЕНКИ ДЕФЕКТНОСТИ ПРУТКОВ МАЛОГО ДИАМЕТРА	23
Аглетдинов Э.А., Данюк А.В., Ясников И.С. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФРАКТАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НЕКОТОРЫХ ГЦК-МЕТАЛЛОВ И АНАЛИЗ ИХ ВОЗМОЖНЫХ ВЗАИМНЫХ КОРРЕЛЯЦИЙ	26

Данюк А.В., Аглетдинов Э.А., Ясников И.С. ФРАКТАЛЬНАЯ РАЗМЕРНОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ КАК ИНДИКАТОР СТЕПЕНИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ НЕКОТОРЫХ ГЦК-МЕТАЛЛОВ	28
Boumerzoug Z., Raouache E., Helal Y. MECHANISM OF FRICTION WELDING OF TWO DISSIMILAR STEELS	30
Боргардт Е.Д., Полунина А.О., Полунин А.В., Криштал М.М. ЭФФЕКТ ОТ ДОБАВКИ ЧАСТИЦ ОКСИДА ЦЕРИЯ CeO ₂ В ЭЛЕКТРОЛИТ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОМ ОКСИДИРОВАНИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И АНТИКОРРОЗИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОКСИДНЫХ СЛОЕВ НА МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ С LPSO-ФАЗОЙ	32
Линдеров М.Л., Данилов В.А. 3D-ПЕЧАТЬ КАК ОДИН ИЗ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МЕТОДОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОСНАСТКИ ДЛЯ ИСПЫТАНИЯ ОБРАЗЦОВ И ИЗДЕЛИЙ ИЗ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ	34
Бражников И.С., Федосеева А.Э. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА И НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА	36
Наумов Д.К., Красницкий С.А., Романов А.Е., Смирнов А.М. КРИТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ НА ПОВЕРХНОСТИ МАЛЫХ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ С ПОЛОСТЬЮ	38
Шляхов Т.С., Некля Ю.А., Курдюков А.В. СИНТЕЗ КАРБИДА МОЛИБДЕНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АЛЬТЕРНАТИВНЫХ ИСТОЧНИКОВ УГЛЕРОДА	39
Чапайкин А.С., Романов Д.А., Громов В.Е. СТРУКТУРА ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р18 НА СТАЛЬ 30ХГСА, ВЫЯВЛЕННАЯ МЕТОДОМ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ	42
Растегаев И.А., Хрусталева А.К., Мерсон Д.Л., Растегаева И.И., Муравьева О.В. К ВОПРОСУ О КОРРЕЛЯЦИИ СТРУКТУРНЫХ И АКУСТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg–Zn–Y–Gd	43
Панькина А.А., Барат В.А., Марченков А.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА	45
Гуркина Н.Ю., Нечаева А.В., Шалагаев В.В. ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ РЕАКТОРНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВОДОРОДИНДУЦИРОВАННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ	47
Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТОЙКОСТЬ СПЛАВА МА2-1 К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ	48
Чиркунова Н.В., Дорогов М.В. ПОЛУЧЕНИЕ И ХАРАКТЕРИСТИКА НАНОМАТЕРИАЛОВ TiO ₂ , ДОПИРОВАННЫХ Sn И S, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ	50
Крылова С.Е., Плесовских А.Ю. УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕМ И СВОЙСТВАМИ ВОЛЬФРАМСОДЕРЖАЩИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ	52

Загibalова Е.А., Астафуров С.В., Данилова Л.В., Лучин А.В., Майер Г.Г., Лысу- нец М.А., Мельников Е.В., Астафурова Е.Г. ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА МИКРОСТРУК- ТУРУ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА КАНТОРА	54
Загibalова Е. А., Астафурова Е.Г., Есипов Р.С., Рамазанов К.Н. ЗАВИСИМОСТЬ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО МОДИФИЦИРО- ВАННОГО СЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБ- РАБОТКЕ, ОТ ПЛОТНОСТИ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	55
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Тюрков М.Н., Линдеров М.Л., Фесе- нюк М.В., Матчин А.А., Стадников А.А., Носов Е.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ И ИММУНОГИСТОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИ- ЦИНСКИХ ИЗДЕЛИЙ-ИМПЛАНТАТОВ ИЗ УМЗ ТИТАНА	57
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Фесенюк М.В., Пигалева И.Н., Бала- шов В.М. ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕ- ФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЗМ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТА- СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	59
Селиванов А.С., Спиридонов Н.Г., Клевцова Н.А., Клевцов Г.В. К ВОПРОСУ О ФОРМИРОВАНИИ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ ВЫРА- БОТКИ В ВОЛНОВОДАХ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКЕ ПЛАСТМАС- СОВЫХ ДЕТАЛЕЙ	61
Терешкин С.В., Автократова Е.В., Валеев И.Ш., Валеева А.Х., Крымский С.В., Линдеров М.Л., Маркушев М.В., Ситдинов О.Ш., Мерсон Д.Л. СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ КРИОПРОКАТКИ И ЭЛЕКТРОИМ- ПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ	62
Мартыненко Н.С., Лукьянова Е.А., Темралиева Д.Р., Рыбальченко О.В. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИО- НАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МЕДИЦИНСКИХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ	63
Панченко И.А., Гостевская А.Н., Черепанова Г.И АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeMnNi	65
Орда Д.В., Комаров А.И., Сосновский И.А., Курилёнок А.А. СТРУКТУРА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННЫХ ЦИНК-АЛЮМИНИЕВЫХ ПОКРЫТИЙ	66
Лугинин Н.А., Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Просолов К.А. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ВКЛАДЫ УПРОЧНЕНИЯ В МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ Mg–Zn–Zr–Ce	69
Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Исламгалиев Р.К., Ли Чж., Ли Л., Лян И., Чжан М., Ыылмазев Х. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОДЕГРАДИРУЕМОГО СПЛАВА Zn–1Mn–1Cu ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	71
Пырин Д.В., Жилияков А.Ю., Беликов С.В. ТЕКСТУРА АДДИТИВНОЙ ЗАГОТОВКИ, ПРОИЗВЕДЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛАП	72
Бояркин А.С. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ti–Al–Zr–Sn–Ta–Si	73
Елисеев А.А. СПОСОБ ЭКСТРУЗИИ ТРЕНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16	75

Федоров Д.С., Крылова С.Е. МОРФОЛОГИЯ И СТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ Fe–Ni ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ДЛЯ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ	76
Святкин А.В., Климанова А.М. ВЛИЯНИЕ ФОСФОРА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ КРЕМНЕМАРГАНЦЕВЫХ ЛАТУНЕЙ	78
Дробышев В.К., Коновалов С.В., Панченко И.А., Ли Х. СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ДЮРОМЕТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_{20}$ и $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Zr}_{10}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_{20}$	80
Анисимов Д.М., Петров С.Н. КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОКОВОК В ПРОЦЕССЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛИТЕЛЬНЫХ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ВЫДЕРЖЕК И МЕДЛЕННОГО ОХЛАЖДЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКОГО МЕТОДА АНАЛИЗА	81
Загитов Р.Р., Автократова Е.В., Крымский С.В., Латыпова О.Э., Маркушев М.В., Ситдилов О.Ш., Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л. СТРУКТУРА, СТАТИЧЕСКАЯ И УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ КРИОКАТАНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С	82
Трошкова О., Мочуговский А. Г., Михайловская А.В. ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Al–V	84
Рогачев С.О., Наумова Е.А., Андреев В.А. УЛУЧШЕНИЕ БАЛАНСА ПРОЧНОСТИ-ПЛАСТИЧНОСТИ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДАМИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ	85
Рогачев С.О., Наумова Е.А., Задорожный М.Ю. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА И ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ АЛЮМИНЕВО-КАЛЬЦИЕВОГО ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА	87
Еленская Н.В., Павлецов Д.А., Садырин Е.В., Виндокуров И.В., Ташкинов М.А. ВЛИЯНИЕ БИОРЕЗОРБЦИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ОТКЛИКА ПОЛИМЕРНЫХ СКАФФОЛДОВ	88
Пирогова Ю.В., Ташкинов М.А. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АРХИТЕКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАМАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ТКАНЕВОЙ ИНЖЕНЕРИИ	89
Осинская Ю.В., Магамедова С.Г., Четверкин А.А. РОЛЬ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТОК В ФОРМИРОВАНИИ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ АЛЮМИНЕВОГО СПЛАВА АК9	90
Соболева Н.Н., Давыдова Н.А., Макаров А.В. ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПОРОШКОМ SiC НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИТЕЙНОГО АЛЮМИНЕВОГО СПЛАВА	92
Калиненко А.А., Никитин И.С., Мишнев Р.В., Малофеев С.С., Миронов С.Ю. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ	93
Никитин И.С., Калиненко А.А., Малофеев С.С., Миронов С.Ю., Бодякова А.И. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ в Cu–Cr–Zr–Y БРОНЗЕ В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	94

Буковский П.О., Демина М. ИЗУЧЕНИЕ ПОДАТЛИВОСТИ САЛЬНИКОВОЙ НАБИВКИ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С ШЕРОХОВАТЫМ КОНТРТЕЛОМ	95
Щербакова О.О., Муравьева Т.И. ВЛИЯНИЕ ДОБАВЛЕНИЯ НАНОАЛМАЗОВ В ЭПХГ-КАУЧУКИ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	97
Муравьева Т.И., Щербакова О.О., Буковский П.О., Хади А.А. ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МДО-ПОКРЫТИЯ НА АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ В95	99
Астафурова Е.Г., Астапов Д., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Загибалова Е.А. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ БОРОМ И КРЕМНИЕМ НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГОГО ГЦК-ГПУ-ГЦК МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ $\text{Co}_{35}\text{Ni}_5\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}$	101
Плегунова С.В., Баженов В.Е., Ершов Н.А., Комиссаров А.А., Абакумов М.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ ТРУБЧАТЫХ И ПРУТКОВЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Ga-X ($x=\text{Zn, Mn, Ca}$)	102
Коэмец Ю.Н., Казанцева Н.В., Ильиных М.В., Кузьмина А.В., Байкузина А.Р. ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ И КОНСТРУКЦИОННЫХ СВОЙСТВ ОРТОПЕДИЧЕСКОГО ИМПЛАНТАТА С РЕЗЬБОЙ И ОТВЕРСТИЯМИ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗОК НА ИЗГИБ	104
Осипова В.В., Полехина Н.А., Литовченко И.Ю. СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ 12%-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК	105
Юдин П.Е., Богатов М.В. ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВОБОДНОЙ ПЛЕНКИ ПОЛИМЕРНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ УСЛОВИЙ В АВТОКЛАВНОМ КОМПЛЕКСЕ	107
Комельков А.В., Нохрин А.В., Бобров А.А., Сысоев А.Н., Морозкина Е.О. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СЛИТКА И ТОНКИХ ПРОВОЛОК ИЗ ПЕРСПЕКТИВНОГО СПЛАВА $\text{Al-0.27Zr-0.17Si-0.30Er}$	109
Денисов Д.А., Демушкин Д.Ю., Коняшкин А.В. ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ РЕЗОНАНСНАЯ ЛАЗЕРНАЯ КАЛОРИМЕТРИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МОЛИБДАТА ЛИТИЯ-НАТРИЯ	111
Мажарин А.В., Михно А.Р., Панченко И.А., Коновалов С.В. УЛУЧШЕНИЕ СВОЙСТВ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ УГЛЕРОДФТОРСОДЕРЖАЮЩЕЙ ДОБАВКИ В ШИХТУ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ 35В9ХЗСФ	112
Никоненко А.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Курзина И.А. ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УМЗ ТИТАНА ВТ1-0 ПОСРЕДСТВОМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ АЛЮМИНИЯ	114
Баклушина И.В., Романов Д.А., Громов В.Е. АНТИЦИПАЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА, ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ МОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ ТИПА М9Ю	116
Борисенко Д.Н., Жохов А.А., Редькин Б.С. СПОСОБ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ СТАБИЛИЗАЦИИ ДУГОВОГО РАЗРЯДА	117
Шишулин А.В., Шишулина А.В. К ВОПРОСУ ОБ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИКАХ МЕЗОПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ	119

Шишулин А.В., Шишулина А.В. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТАВА НА ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ ПРИ ТВЕРДОФАЗНОМ РАССЛАИВАНИИ В НАНОЧАСТИЦАХ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ (НА ПРИМЕРЕ СИСТЕМЫ W–Cr)	121
Волков А.Ю., Подгорбунская П.О., Казанцев В.А., Пацелов А.М. СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА Cu–50ат.%Au, УПОРЯДОЧЕННОГО ВО ВНЕШНЕМ СИЛОВОМ ПОЛЕ	123
Волкова Е.Г., Волков А.Ю. СИНТЕЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Al ₂ Pt	124
Быков П.А., Кобелева Л.И., Калашников И.Е., Михеев Р.С. АЛЮМОМАТРИЧНЫЕ ДИСПЕРСНО-НАПОЛНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОН- НЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ НАПЛАВКИ РАБОЧИХ ПОКРЫТИЙ УЗЛОВ ТРЕ- НИЯ	125
Баранникова С.А., Лаврентьева П.В. ВАРИАЦИИ КОЭФФИЦИЕНТА ПЛАСТИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ Al	127
Лысунец М.А., Загибалова Е.А., Астапов Д.О., Астафуров С.В., Колубаев Е.А., Астафурова Е.Г. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni–Cr–Al, ПОЛУЧЕН- НОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОД- СТВА	129
Полехина Н.А., Осипова В.В., Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Спиридонова К.В., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ ПРИ 580 °С НА ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ 12%-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ	131
Полехина Н.А., Тимошов И.С., Осипова В.В., Литовченко И.Ю., Ваулина О.Ю. ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТЬ КОНСОЛИДИ- РОВАННЫХ ОБРАЗЦОВ 12%-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТ- НОЙ СТАЛИ	133
Ким А.В., Жапова Д.Ю., Круковский К.В., Мартынов С.А. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕ- СКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕН- НОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПРОВОЛОЧНОГО АДДИТИВ- НОГО ПРОИЗВОДСТВА НА ПОДЛОЖКЕ Ti _{49,3} Ni _{50,7} (АТ.%)	134
Умеров Э.Р., Латухин Е.И., Амосов А.П., Качура А.Д., Каракич Е.А., Кадямов Ш.А., Растегаев И.А., Афанасьев М.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОХАРАКТЕРИСТИК АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМ- ПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Al–TiC–C, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС	135
Грызунова Н.Н., Алексеев Н.С. КОМПЛЕКСНОЕ РЕШЕНИЕ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЕ СНИЖЕНИЕ УРОВНЯ ДЕФЕКТНОСТИ ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА МАРКИ Gh75-50-03	137
Ершов Н.А., Баженов В.Е., Плегунова С.В., Комиссаров А.А. ВЛИЯНИЕ ОДНООСНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КОМПЛЕКС ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ ПРУТКОВЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg–Zn–Y–Mn	139
Приймак Е.Ю., Сёмка Я.С., Трушов В.А. МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РАЗНОРОД- НЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЕЙ 32Г2-10Х11Н2ТЗМР, ПОЛУЧЕН- НЫХ РОТАЦИОННОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ	141
Гусева А.В., Плотников В.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ГИСТЕРЕЗИСА РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛА- ВАХ Ti ₅₀ Ni ₄₀ Cu ₁₀ И Ti ₅₀ Ni _{49,9} Mo _{0,1}	143

Каспарян С.О., Бакулин А.В., Кулькова С.Е. ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА ТРОЙНЫХ β -Ti СПЛАВОВ	145
Наркевич Н.А., Бадулин Н.В. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЗМ РАСПАДА АЗОТИСТОГО АУСТЕНИТА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКЕ	147
Наркевич Н.А., Бадулин Н.В., Власов И.В. ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ CrMnCN СТАЛИ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	150
Полуянов В.А., Мерсон Е.Д., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ПОДТВЕРЖДЕНИЕ НАЛИЧИЯ ВОДЫ В СЛОЕ ПРОДУКТОВ КОРРОЗИИ НА ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА MA14	152
Мягких П.Н., Полуянов В.А., Мерсон Е.Д., Сергеев А.А., Мерсон Д.Л. ЗАРОЖДЕНИЕ И РОСТ НИТЕВИДНОЙ КОРРОЗИИ НА ПОВЕРХНОСТИ МАГНИЕВОГО БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА ZX10 ПОД ДЕЙСТВИЕМ ХЛОРИДОВ	154
Соснин И.М., Фролова А.В., Резникова А.Р. ИНФРАКРАСНАЯ СПЕКТРОМЕТРИЯ КАК МЕТОД ОЦЕНКИ МОРФОЛОГИИ НАНО- И МИКРОЧАСТИЦ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО НИТРИДА БОРА	156
Блажнов Н.М., Шерина Ю.В., Шевяхова В.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТОЙКОСТЬ СТАЛИ 20ГЛ К СУЛЬФИДНОМУ КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ (СКРН)	157
Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К., Абдрахманова Э.Д. РОЛЬ ДЕФОРМАЦИОННЫХ РЕЖИМОВ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ СПЛАВА Zn-4Ag-1Cu	159
Ефимов А.О., Бауман Д.А., Родин С.Н., Лундин В.В., Иванов А.Ю., Панов Д.Ю., Спиридонов В.А., Сахаров А.В., Цацульников А.Ф., Романов А.Е. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РОСТА НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ, ЛЕГИРОВАННЫХ КРЕМНИЕМ	160
Веселова В.Е., Каманцев И.С., Путилова Е.А. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ ПЯТИСЛОЙНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ИЗ СТАЛЕЙ 09Г2С-10Х18Н10	162
Сиразеева А.Р., Кулясова О.Б., Парфенов Е.В. ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО ЦИНКОВОГО СПЛАВА Zn-0,8%Li-0,1%Ca	163
Родионов Е.С., Майер А.Е., Погорелко В.В., Черепанов А.Я., Лупанов В.Г., Майер П.Н. ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ МОДЕЛИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ ХОЛОДНОКАТАНОЙ МЕДИ М1Т НА ОСНОВЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ, ТРЕХМЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ	165
Хасанова А.Р., Кулясова О.Б., Асфандияров Р.Н., Аксенов Д.А. РЕОЛОГИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СТРУКТУРА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО СПЛАВА Zn-0,8%Li В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ И РКУП	167
Джемела П.В., Громов В.Е., Порфирьев М.А., Шлярова Ю.А., Попова Н.А., Полевой Е.В., Молоканов Р.Н. ЭВОЛЮЦИЯ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ ЗАБАЙКАЛЬСКОЙ ЖЕЛЕЗНОЙ ДОРОГИ	168

Щапов Г.В., Казанцева Н.В. ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОВЛОЖЕНИЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	170
Николаев А.А., Маслов А.А., Рамазанов К.Н. МАГНЕТРОННОЕ РАСПЫЛЕНИЕ МИШЕНИ ИЗ МАХ-ФАЗ СИСТЕМЫ Ti-Al-C	172
Тураева З.С., Яковцева О.А., Михайловская А.В. ВЛИЯНИЕ ГАФНИЯ НА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Zn-Cu	173
Красников В.С., Манухина К.Д., Латыпов Ф.Т., Воронин Д.С., Майер А.Е. ПЛАСТИЧЕСКАЯ РЕЛАКСАЦИЯ НА ГРАНИЦАХ НАНОЗЕРЕН В АЛЮМИНИИ: АТОМИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ, МАШИННОЕ ОБУЧЕНИЕ И КОНТИНУАЛЬНАЯ МЕХАНИКА	174
Кузнецова В.А., Панова В.С., Осинцев К.А., Коновалов С.В., Панченко И.А. ТВЕРДОРАСТВОРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ НЕЭКВИАТОМНЫХ ГЦК-СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni-Co-Cr НИОБИЕМ И МАРГАНЦЕМ	176
Власов И.В., Гордиенко А.И., Семенчук В.М. ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ЦИКЛОВ И УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ 3D-ПЕЧАТИ	177
Базалеева К.О., Понкратова Ю.Ю., Сафарова Д.Э., Шипшев Р.Б., Алексеев А.В. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ INCONEL 625/(WC, W ₂ C), СФОРМИРОВАННЫХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ	180
Стрижаченко И.Р., Гervасьева И.В., Милютин В.А, Калонов А.А., Ахмедьянов А.М., Самойлов С.П. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ FeGaCe ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	181
Панов Д.Ю., Спиридонов В.А., Иванов А.Ю., Богданов П.А., Бауман Д.А., Романов А.Е. ОТРАБОТКА МЕТОДОВ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ β -Ga ₂ O ₃ С ВЫСОКИМ КРИСТАЛЛИЧЕСКИМ КАЧЕСТВОМ	182
Осинская Ю.В., Нуретдинова Д.Р. ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕННОСТИ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ И ПАРАМЕТРЫ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СОСТАВЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В95ПЧ	184
Чинов В.Ю., Левагина А.А., Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Распоиенко Д.Ю. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА ВЫПАДЕНИЕ ЧАСТИЦ Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Cu-Mn	185
Приймак Е.Ю. СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЬНЫХ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ, ПОЛУЧЕННЫХ РОТАЦИОННОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ	187
Семилетова А.А., Гудала С., Коновалов С.В., Шуберт А.В., Панченко И.А. АНАЛИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ: МОРФОЛОГИЯ, СОСТАВ И ПОРИСТОСТЬ	189
Тагиров Д.В., Озеров М.С., Жеребцов С.В. БИОМЕДИЦИНСКИЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ СПЛАВА TiNbZr, АРМИРОВАННЫЕ БОРИДАМИ	190
Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Абдрахманова Э.Д., Исламгалиев Р.К., Нугаманов Ф.В., Хайбуллин А.М.	192

БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ ЦИНКОВЫЕ СПЛАВЫ: ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА	
Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Осипова В.В., Ким А.В., Спиридонова К.В., Пахолкина П., Тимошов И.С., Чернов В.М. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	193
Подгорбунская П.О., Волков А. Ю., Казанцев В.А., Пацелов А.М. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА CuAu, УПОРЯДОЧЕННОГО ПОД РАСТЯГИВАЮЩИМ НАПРЯЖЕНИЕМ 40 МПа	194
Тептерев М.С., Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Рагазин А.А., Малкин К.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТРЕХСТУПЕНЧАТОЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЕЙНОЙ ЗАГОТОВКИ В ВЫСОКОМАГНИЕВОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ, ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОМ СКАНДИЕМ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ ГАФНИЯ И ЭРБИЯ	196
Южакова С.И., Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л. АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЛИТОМ СПЛАВЕ Ti-Ni-Cu-Zr ПОСЛЕ ИОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НИОБИЕМ	198
Хайбулина Н.А., Нафиков Р.К., Ганеев А.В., Астафурова Е.Г., Валиев Р.З. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeNiMn, ЛЕГИРОВАННОГО АТОМАМИ АЗОТА И УГЛЕРОДА	199
Христов А.В., Червинский Д.А., Шелест В.В. НЕТРИВИАЛЬНЫЕ СЛУЧАИ ВЗАИМОСВЯЗЕЙ МЕЖДУ ОСНОВНЫМИ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИМИ КОЭФФИЦИЕНТАМИ, ПОЛУЧЕННЫМИ В ФОРМАЛИЗМЕ АЛГЕБРЫ ЯКОБИАНОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КАЛИБРОВОЧНОГО СООТНОШЕНИЯ	202
Громов В.Е., Попова Н.А., Юрьев А.Б., Порфирьев М.А., Крюков Р.Е. ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ КАТАНИЯ РЕЛЬСОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	204
Спиридонов В.А., Панов Д.Ю., Иванов А.Ю., Богданов П.А., Бауман Д.А., Романов А.Е. ВЫРАЩИВАНИЕ ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ β -(Al _x Ga _{1-x}) ₂ O ₃ ИЗ РАСПЛАВА МЕТОДОМ СТЕПАНОВА	205
Степченков А.К., Макаров А.В., Соболева Н.Н., Вопнерук А.А., Котельников А.Б. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА NiCrBSi ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИМ НАПЫЛЕНИЕМ	207
Кузнецов Р.М., Сирош В.А., Макаров А.В., Харанжевский Е.В., Соболева Н.Н., Волкова Е.Г. ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК В ₄ C И VN НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ КОРОТКОИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ НА ОСНОВЕ Ta И SiC	209
Белослудцева Е.С., Винокуров Д.Е. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО ЭКВИАТОМНОГО СОСТАВА Ni ₅₀ Mn ₅₀	211
Именной указатель	212
Содержание	216