МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Уральский федеральный университет

НГТУ НЭТИ

ИМР ИФМ

СИСТЕМА
БЛАГОТВОРИТЕЛЬНЫЙ ФОНД

NEWTONS

ELSIB

АЛТАЙСКИЙ ЗАВОД ПРЕЦИЗИОННЫХ ИЗДЕЛИЙ

ФИАНУМ ЛАБ

ОПК Металл Тех Конструкция

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИЧЕСКОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ACTUAL PROBLEMS OF THE PHYSICAL METALLURGY OF STEELS AND ALLOYS

Сборник статей конференции

XXVIII Международной научно-технической конференции
Уральской школы металловедов-термистов
(Новосибирск, 02–06 февраля, 2026 г.)

Посвящается 100-летию со дня рождения
Леонида Иннокентьевича Тушинского —
основателя школы материаловедения в НЭТИ



Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
Новосибирский государственный технический университет

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИЧЕСКОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

ACTUAL PROBLEMS OF THE PHYSICAL METALLURGY OF STEELS AND ALLOYS

Сборник статей конференции

XXVIII Международной научно-технической
Уральской школы металловедов-термистов
(Новосибирск, 02–06 февраля 2026 г.)

посвящается 100-летию со дня рождения Леонида Иннокентьевича Тушинского – основателя школы материаловедения в НЭТИ

Новосибирск
2026

УДК 669.017(063)
А437

Редакционная коллегия:
председатель – проф., д-р техн. наук А. А. Батаев
сопредседатель – академик РАН А. В. Макаров
сопредседатель – проф., д-р техн. наук В. П. Швейкин
сопредседатель – проф., д-р техн. наук А. А. Попов

Члены редакционной коллегии:
проф., д-р техн. наук И. А. Батаев; доц., д-р техн. наук Д. В. Лазуренко; канд. техн. наук Е. Г. Бушуева; доц., канд. техн. наук Т. С. Огнева; канд. техн. наук Н. Ю. Черкасова; канд. техн. наук Д. С. Овдина; доц., канд. техн. наук Е. А. Дробяз; доц., канд. техн. наук А. А. Руктуев; канд. техн. наук П. А. Рябинкина; доц., канд. техн. наук Ю. Н. Малютина; канд. техн. наук К. И. Эмурлаев; канд. техн. наук Д. О. Муль

А437 **Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов. Actual problems of the physical metallurgy of steels and alloys:** сборник статей конференции XXVIII Международной научно-технической Уральской школы металловедов-термистов (Новосибирск, 02–06 февраля 2026 г.). – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2026. – 550 с. : ил.

ISBN 978-5-7782-5549-4

Сборник содержит материалы и доклады о достижениях молодых ученых, аспирантов и студентов в области материаловедения легких сплавов и освещает актуальные проблемы развития, обработки, создания и исследования новых металлических и композиционных материалов и покрытий для авиакосмической, морской и других отраслей промышленности.

Сборник предназначен для научных работников в сфере материаловедения, аспирантов и студентов, интересующихся данной тематикой.

Ответственность за содержание и оформление публикуемых материалов несут авторы докладов.

УДК 669.017(063)

ISBN 978-5-7782-5549-4

© Новосибирский государственный технический университет, 2026
© Коллектив авторов, 2026

Вступительное слово

21 мая 2026 года исполнилось бы 100 лет основателю кафедры «Технология металлов» (в настоящее время кафедра «Материаловедения в машиностроении») Новосибирского государственного технического университета НГТУ НЭТИ Тушинскому Леониду Иннокентьевичу. Приехавший в Новосибирск в 1955 году Л.И. Тушинский активно участвовал и в организации Новосибирского электротехнического института (НЭТИ).

Под руководством Л.И. Тушинского в НЭТИ начались активные исследования в области термопластического упрочнения сталей. Его научные идеи, основанные на представлениях о связи показателей конструктивной прочности со структурой материалов, были направлены, главным образом, на изучение процессов трансформации структуры, протекающих на различных этапах термомеханической обработки сталей с перлитным и бейнитным превращениями аустенита. Особое внимание Л.И. Тушинский уделял проблемам повышения конструктивной прочности сплавов различного назначения. В число приоритетных задач входил анализ важнейших показателей качества металлических материалов конструкционного назначения – прочностных свойств и трещиностойкости. Все теоретические и экспериментальные исследования в научной школе Л. И. Тушинского проводились в тесной координации с ведущими отечественными и зарубежными школами.

Более 50 лет Л. И. Тушинский являлся руководителем Новосибирского семинара по актуальным проблемам фундаментальной и прикладной науки «Проблемы современного материаловедения». И в настоящее время на этих семинарах обсуждаются результаты исследований, выполненных материаловедами из Новосибирска и других российских городов, а также из зарубежных стран. Особое внимание уделяется научным работам, выполненным аспирантами и докторантами. Постоянными участниками семинара защищено 10 докторских и более 50 кандидатских диссертаций. Таким образом, научный семинар, организованный Леонидом Иннокентьевичем Тушинским, явился реальной школой подготовки кадров высшей квалификации в НГТУ НЭТИ.

Созданная профессором Л.И. Тушинским кафедра интенсивно развивается. Из числа ее сотрудников организована молодежная лаборатория физико-химических технологий и функциональных материалов. Исследования проводятся на оборудовании центра коллективного пользования «Структура, механические и физические свойства материалов», а также научно-образовательного центра «Нанотехнологии». Основными пользователями центров являются аспиранты и докторанты, выполняющие диссертационные работы, а также

сотрудники кафедры, проводящие хоздоговорные работы по заказам промышленных предприятий.

Кафедра активно взаимодействует с ведущими академическими институтами Сибирского отделения РАН – Институтом ядерной физики (ИЯФ) им. Будкера, Институтом гидродинамики им. Лаврентьева, Институтом физики прочности и материаловедения, Институтом теоретической и прикладной механики. Совместно со специалистами ИЯФ СО РАН изучаются поверхностно легированные материалы, полученные с использованием пучков электронов, выведенных в воздушную атмосферу. К числу наиболее значимых результатов относятся материалы на основе железа и титана, обладающие особо высоким уровнем коррозионной стойкости. Разработаны технологические процессы вневакуумной электронно-лучевой наплавки износостойких слоев повышенной толщины на стальные заготовки. Материаловеды НГТУ НЭТИ совместно со специалистами ООО «НЭВЗ-Керамикс» разработали высокопрочные керамические материалы, используемые для производства имплантатов тазобедренных суставов. На глубоком уровне изучаются явления, имеющие место в процессе сварки взрывом разнородных материалов. Совместно с технологами Новосибирского стрелочного завода решаются задачи, связанные с повышением качества крестовин стрелочных переводов и безопасностью железнодорожных перевозок на территории Российской Федерации. В настоящее время материаловеды НГТУ НЭТИ являются одними из разработчиков станций синхротронного излучения для строящегося в Новосибирске источника «СКИФ».

Нам, ученикам Леонида Иннокентьевича Тушинского, хочется верить, что он был бы рад тем результатам, которые достигли его ученики и следующие за ними поколения материаловедов НГТУ НЭТИ. При этом мы понимаем, что результаты могут быть более значимыми.

д.т.н., профессор А.А. Батаев

СЕКЦИЯ 1

Аддитивные технологии

УДК 669

Илья Иванович Астахов[1,2*], Маргарита Викторовна Климова[1,2], Никита Дмитриевич Степанов[1,2]

[1]Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Санкт-Петербург, Россия

[2]Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия

[*]*Astakhov@smtu.ru*

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА RENE 41 / RENE 80, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

В данной работе изучены микроструктура и механические свойства функционально-градиентного материала (ФГМ), изготовленного из жаропрочных никелевых сплавов с различной свариваемостью, а именно Rene 41 (R41, свариваемый) и Rene 80 (R80, несвариваемый), полученных методом прямого лазерного выращивания (ПЛВ). Успешно получен объемный бездефектный градиентный материал с долей R80 от 0% до 100% (с шагом 20%/30 мм). Жаропрочный никелевый сплав имел крупнозернистую столбчатую структуру γ-фазы с преимущественной ориентацией <001>.Доля упрочняющей γ′-фазы увеличивалась с 36% до 62% по мере увеличения содержания R80 от 0% до 100%. Увеличение доли R80 привело к значительному упрочнению: предел текучести увеличился с 435 до 830 МПа.

Ключевые слова Аддитивное производство, жаропрочные сплавы на основе никеля, материалы функциональной классификации, микроструктура, механические свойства.

Ilya I. Astakhov, Margarita V. Klimova, Nikita D. Stepanov

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF GRADIENT RENE 41 / RENE 80 SUPERALLOY, FABRICATED BY LASER-BASED DIRECTED ENERGY DEPOSITION

In this work, microstructure and mechanical properties of a functionally-graded material (FGM), made of Ni-based superalloys with different weldability, namely Rene 41 (R41, fairly weldable) and Rene 80 (R80, unweldable), produced by laser-based directed energy deposition (DED-LB), were studied. A bulk defect-free gradient material with R80 fraction ranging from 0% to 100% (with 20% / 30 mm steps) was successfully produced. The superalloy had a coarse-grained columnar γ phase structure with the <001>

© Астахов И. И., Климова М. В., Степанов Н. Д.

preferred orientation. The fraction of the strengthening γ′ phase increased from 36% to 62% as the content of R80 increased from 0% to 100%. The increase in R80 fraction caused significant strengthening, i.e. elevating yield strength from 435 MPa to 830 MPa.

Key words: Additive manufacturing, heat-resistant nickel-based alloys, functional classification materials, microstructure, mechanical properties.

Аддитивные технологии (АТ) позволяют получать изделия сложной геометрии для различных отраслей промышленности с минимальными затратами времени и средств. Однако, многие жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) с высоким содержанием (>50 об.%) упрочняющей γ'-фазы (Ni_3Al) считаются не свариваемыми [1]. Из-за схожести термических процессов печати и сварки - оба процесса включают быстрый нагрев, плавление и последующее затвердевание - вышеупомянутые сплавы склонны к образованию трещин во время процесса печати. Перспективным подходом к ограничению образования трещин является разработка новых марок ЖНС, специально адаптированных для АТ [2]. Интересную возможность открывает метод прямого лазерного выращивания (ПЛВ), при котором смешиваются два (или более) порошка. Такой подход позволяет создавать функционально-градиентные материалы (ФГМ) с пространственными вариациями химического состава, микроструктуры и свойств. Основной целью данного исследования было изучение того, как различия в химическом составе влияют на структуру и механические характеристики двух жаропрочных сплавов на основе никеля с различной свариваемостью.

В данной работе градиентный материал был получен с использованием порошков сплавов Rene 41 (R41) и Rene 80 (R80). Средний размер сферических частиц порошка составлял 65 и 75 мкм для сплавов R41 и R80 соответственно. Фактический состав порошков (в вес.%) представлен в таблице.

Таблица

Химический состав порошков Rene 41 и Rene 80 (вес.%)

	Ni	Ti	Al	Cr	Mo	Co	W	Zr	Si	Fe	B	C
R41	55.64	2.9	1.8	18.9	9.8	10.3	0	0	0.49	0.1	0.01	0.1
R80	60.17	5.4	3.2	14.4	4.1	8.5	3.8	0.03	0.24	0.1	0.015	0.028

Градиентный ЖНС был получен методом ПЛВ. Стратегия выращивания заключалась в постепенном увеличении концентрации порошка R80 на 20% через каждые 30 мм в диапазоне от 0% до 100%.

Анализ EBSD (рис. 1, б) показал, что крупные столбчатые зерна прорастают через несколько слоев в направлении выращивания. Структура сплава была сильно текстурированной - ориентация столбчатых зерен была близка к <001>, что довольно характерно для быстрого роста зерен в гцк-металлах при быстрой кристаллизации [3]. Средний поперечный размер зерен варьировался от ~200 мкм для 0% R80 до ~300 мкм для 100% R80.

Объемная доля основной упрочняющей γ'-фазы растет с 36 до 62% по мере увеличения доли Rene 80 с 0 до 100% соответственно (рисунок 1,в). Также в исследуемых слоях было обнаружено бимодальное распределение частиц γ̓ фазы по размерам (более крупные частицы – в междендритных прослойках).

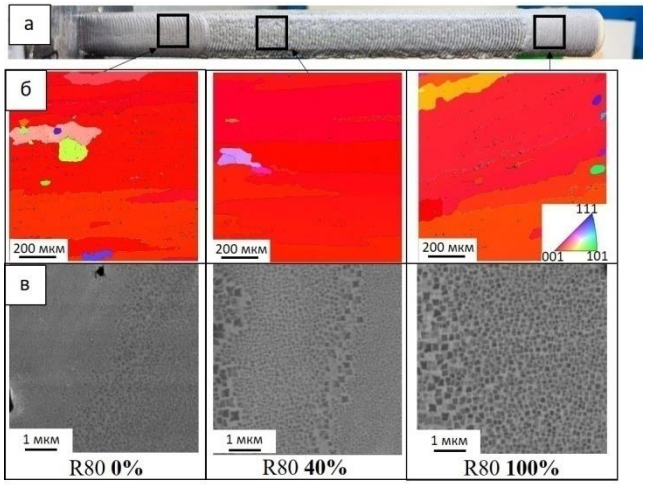


Рис. 1. Внешний вид (а) EBSD (б) и (в) изображения γ̓-фазы в слоях градиента R41/R80 , изготовленного с помощью ПЛВ, в зависимости от доли R80

С помощью испытаний на растяжение были оценены механические свойства слоев. В целом как и ожидалось предел текучести ($\sigma_{0.2}$) и прочности ($\sigma_{0.2}$) слоев растет с увеличением концентрации Rene 80, так $\sigma_{0.2}$ и $\sigma_в$ возросли с 435 МПа и 870 МПа до 830 МПа и 1100 МПа для слоев с содержанием R80-0% и R80-100% соответственно. Интересные результаты показал слой с содержанием R80-40% у которого значения $\sigma_{0.2}$ и $\sigma_в$ были близки R80-100% и составили 731 и 1080 МПа соответственно.

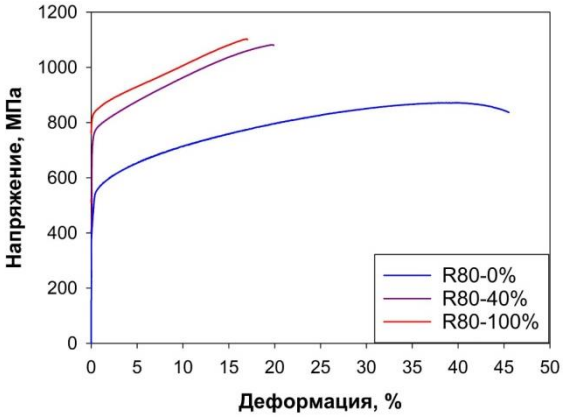


Рис.2. Инженерные кривые зависимости напряжения от деформации (а) различных слоев градиентного жаропрочного сплава R41/R80

В данной работе демонстрируется успешный подход к устранению склонности к растрескиванию в никелевых жаропрочных сплавах с высокой долей γ'-фазы путем градиентной стратегии выращивания. Методом ПЛВ был успешно изготовлен жаропрочный сплав без трещин с градиентом состава от 100% Rene 41 до 100% Rene 80.

Благодарности

Данное исследование было профинансировано Министерством науки и высшего образования Российской Федерации (Грантовое соглашение № 075-15-2025-006 от 26 февраля 2025 г.).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Lippold J. C., Kiser S. D., DuPont J. N. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys. – John Wiley & Sons, 2011.
2. Tang, Y. T., Panwisawas, C., Ghoussoub (2021). Alloys-by-design: Application to new superalloys for additive manufacturing. *Acta Materialia*, *202*, 417-436.
3. Ma, D., Stoica, A. D., Wang, Z., & Beese, A. M. (2017). Crystallographic texture in an additively manufactured nickel-base superalloy. *Materials Science and Engineering: A*, *684*, 47-53.

УДК 669.715

Ксения Олеговна Базалеева[1*], Юлия Юрьевна Понкратова[1], Сергей Алексеевич Кунавин[3], Дмитрий Николаевич Хмеленин[1], Иван Игоревич Бинков[2], Кирилл Алексеевич Николаев[1]

[1]Российский университет дружбы народов, г. Москва, Россия

[2]Московский государственный технический университет имени Н. Э. Баумана, г. Москва, Россия

[3]Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения

[*]bazaleeva_ko@pfur.ru

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al-Ce-Fe-Ni-Zr, СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЛП, ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Исследованы механические свойства сплава Al-Ce-Fe-Ni-Zr, полученного СЛП, при статическом растяжении и малоцикловой усталости, а также изменение структуры сплава при деформации. Показано, что сплав после СЛП обладает высокими механическими характеристиками, но является анизотропным. Установлено, что разрушение идет по границам ванн расплава. В вертикальных образцах ванны расплава вытягиваются в направлении деформации. Методом рентгеноструктурного анализа показано, что механическая нагрузка способствует растворению интерметаллидов, сформированных при СЛП, а период решетки алюминиевого твердого раствора при этом убывает.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, алюминиевые сплавы, жаропрочность, механические характеристики, циклические испытания, структурный анализ.

Kseniya O. Bazaleeva, Yuliya Yu. Ponkratova, Sergei A. Kunavin, Dmitrii N. Khmelenin, Ivan I. Binkov, Kirill A. Nikolaev

CHANGES IN THE STRUCTURE OF THE HEAT-RESISTANT ALUMINUM ALLOY Al-Ce-Fe-Ni-Zr SYNTHESIZED BY SLM METHOD DURING DEFORMATION

Key words: selective laser melting, aluminum alloys, heat resistance, thermal stresses, annealing, additive technologies, rare-earth metals, mechanical characteristics, fatigue crack.

Селективное лазерное плавление (СЛП) является перспективной технологией синтеза сложнопрофильных деталей различного состава. Успешное применение данной технологии требует детального понимания

© Базалеева К. О., Понкратова Ю. Ю., Кунавин С. А., Хмеленин Д. Н., Бинков И. И., Николаев К.А.

особенностей структуры и свойств сплава после СЛП, а также его поведения при различных воздействиях. В данной работе рассмотрены изменения структуры жаропрочного алюминиевого сплава системы легирования Al-Ce-Fe-Ni-Zr при статическом и циклическом деформационном воздействии.

СЛП образцов сплава Al-Ce-Fe-Ni-Zr проводилось при мощности лазера P=350 Вт и скорости движения v=1100 мм/с. Данный режим был выбран, так как позволил сформировать объекты без трещин с низкой пористостью – 0.05 %. Кроме того, из режимов, позволяющих получить объекты с минимальной концентрацией макродефектов, при этом режиме также формировался материал с оптимальным комплексом механических характеристик [1].

Состав исходного порошка, определенный методом рентгенофлуоресцентной спектроскопии и восстановительного сжигания, приведен в таблице 1.

Таблица 1

Элементный состав порошка алюминиевого сплава

Элемент	Al	Fe	Ce	Ni	Zr	Mn	Si	O	N	C
Концентрация, мас.%	86.6	5.8	5.5	1.1	0.7	0.2	0.1	0.05	0.02	0.01

Для испытаний на растяжение и на малоцикловую усталость были выращены вертикальные (Верт.) (направление роста совпадает с осью образца) и горизонтальные (Гор.) (направление роста перпендикулярно оси образца) образцы с обработанной (обр.) на токарном станке и необработанной (н/обр.) поверхностью.

После разрушения из шейки образцов были подготовлены поперечные сечения на рентгеноструктурный анализ и продольные сечения для исследования микроструктуры.

В таблице 2 представлены результаты испытаний на растяжение и усталостных испытаний. Из таблицы видно, что и прочность, и усталостная прочность несколько больше у вертикальных образцов по сравнению с горизонтальными и у образцов с обработанной поверхностью по сравнению с образцами с необработанной поверхностью. Пластичность горизонтальных образцов практически в 2 раза выше, чем вертикальных и обработанных в 1.5 выше, чем необработанных.

Микроструктура поперечного сечения образца алюминиевого сплава, полученного методом СЛП, представляет собой полуэлептические ванны расплава (структура типа «рыбной чешуи») с границами другой травимости (рис.1). Данная структура имеет определенную иерархию: ванны расплава разбиты на кристаллиты, внутри которых наблюдается эвтектическая структура одной ориентации, состоящая из ячеек

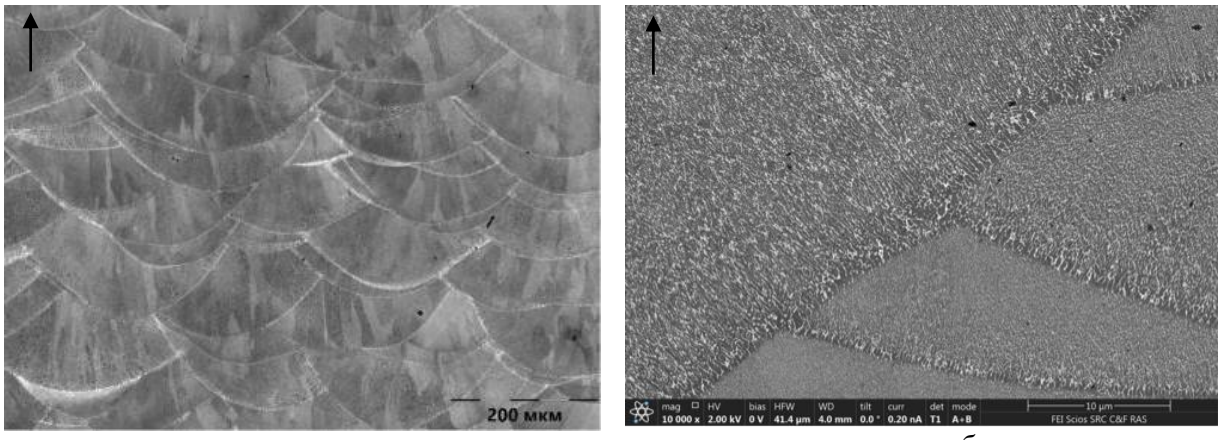
алюминиевого твердого раствора с дисперсными выделениями интерметаллидных фаз по границам и внутри ячеек.

Методом рентгеноструктурного фазового анализа, кроме алюминиевого твердого раствора, в сплаве после СЛП обнаружены следующие интерметаллидные фазы: Al_9FeNi с моноклинной кристаллической решеткой, тетрагональная Al_4Ce и кубическая сверхструктурная Al_3Zr фазы (рис. 2(б)).

Таблица 2

Механические свойства алюминиевого сплава

Образец	Верт. обр.	Гор. обр.	Верт. н/обр.	Гор. н/обр.
$\sigma_в$, МПа	430	410	425	380
δ, %	9	18	6	11
$N_{разруш.}$	50 000	48 000	24 000	18 000



а *б*

Рис. 1. Микроструктура Al-Ce-Fe-Ni-Zr сплава после СЛП (стрелка указывает направление роста образца)

На рисунке 3(а) представлена изменение формы ванн расплава при деформации вертикального образца, на рисунке 3(б) – структура вблизи излома. Из рисунка 3(а) видно, что при деформации вертикальных образцов ванны расплава меняют свою форму – они становятся более глубокими, а их диаметр уменьшается. Такое изменение формы ванн происходит и при статическом растяжении, и при циклических испытаниях. В горизонтальных образцах форма ванн расплава значительно не меняется. Разрушение и вертикальных, и горизонтальных образцов, и при статическом растяжении, и при циклических испытаниях независимо от состояния поверхности происходило по границам ванн расплава (рис.3(б)). При этом около излома концентрировались поры (рис.4).

На дифрактограммах деформированных образцов (рис.2 (в, г) существенно уменьшилась интенсивность максимумов интерметаллидных фаз, при этом также было зафиксировано уменьшение параметра

кристаллической решетки Al твердого раствора: до деформации период решетки a = 4.0503 Å, после циклических испытаний 4.0421 Å и после статических 4.0407 Å. Вероятно, механические напряжения приводили к растворению интерметаллидных фаз, богатых Fe и Ni, внедрение которых в твердый раствор приводило к уменьшению периода решетки.

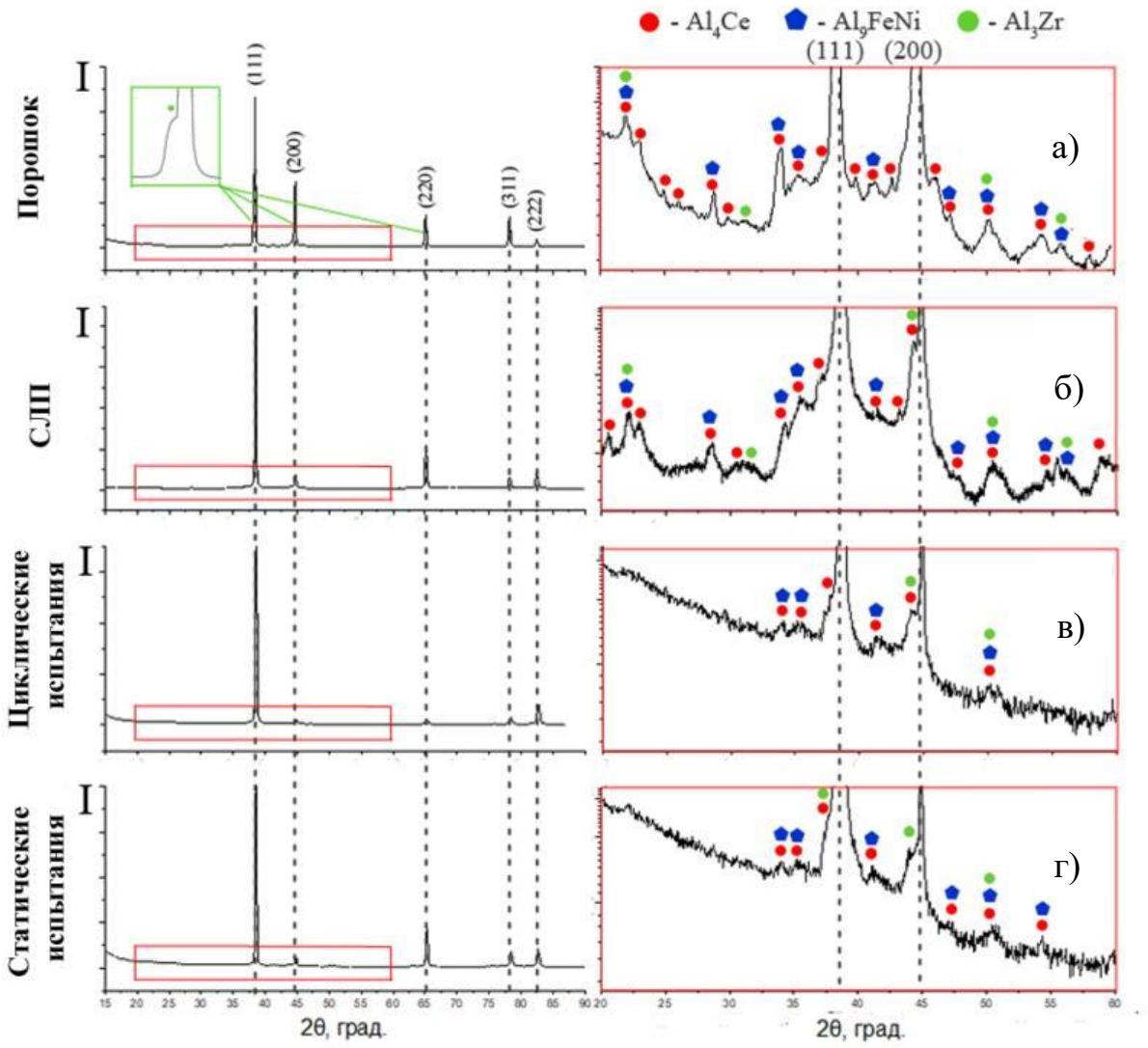
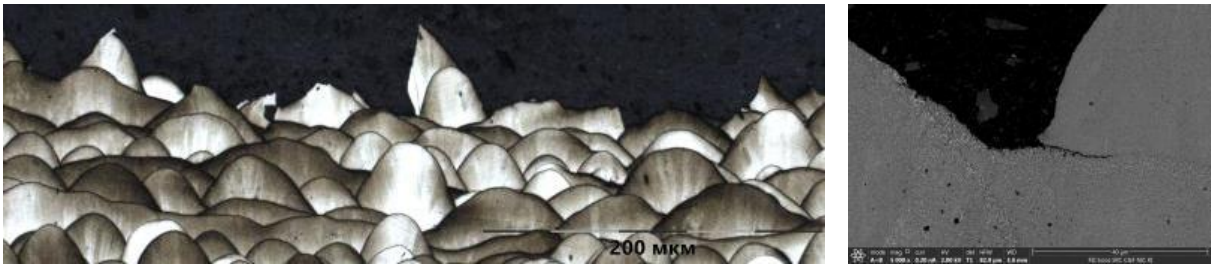


Рис. 2. Дифрактограммы сплава в различных структурных состояниях



а *б*

Рис. 3. Структура сплава после СЛП и деформации

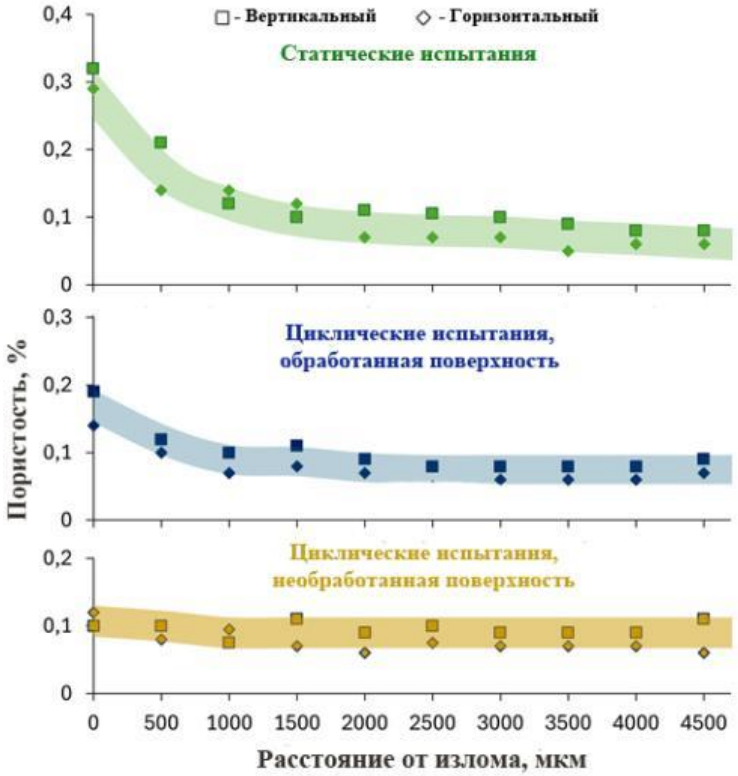


Рис. 4. Зависимость пористости разрушенных образцов по глубине

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Понкратова Ю.Ю. Исследование влияния режима селективного лазерного плавления на структуру и механические характеристики сплава Al-Ce-Fe-Ni-Zr / Ю. Ю. Понкратова [и др.] // Металлы. 2025. № 5. С. 26–32. https://doi.org/10.31857/S0869573325052632.

REFERENCES

1. Ponkratova Yu.Yu. Investigation of the influence of selective laser melting parametres on the structure and mechanical properties of Al-Ce-Fe-Ni-Zr alloy / Yu.Yu. Ponkratova [etc.] // Russian Metallurgy (Metally). 2025. №5. C. 26-32.

УДК 621.793.74

Дмитрий Сергеевич Белинин[1*], Юрий Дмитриевич Щицын[2], Сергей Дмитриевич Неулыбин[1], Иван Петрович Овчинников [1], Илья Анатольевич Мосягин [1], Максим Вячеславович Пичкалев[2]

[1]ФГАУ ВО Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь, Российская Федерация

[2] ФГБУН Пермский научно-исследовательский институт сельского хозяйства - филиал ПФИЦ УрО РАН, г. Пермь, Российская Федерация

[*]*5ly87@mail.ru*

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЛАЗМЕННОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ДЛЯ АДДИТИВНОГО ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

При разработке технологий металлизации для аддитивного формирования изделий необходимо выполнять требование по обеспечению минимального уровня внутренней дефектности формируемого материала (неоднородность строения, остаточная пористость, окисленность границ частиц и проч.). При выращивании заготовок послойной плазменной металлизацией из высоколегированных сталей и сплавов цветных металлов, требуется качественная защита частиц на стадии разгона и пролета, что позволяет обеспечить структуру и свойства синтезируемого материала близкими к монолитному металлу.

Ключевые слова: аддитивные технологии, плазменная металлизация, плазменные струя, плазмотрон, высоколегированные стали, микроструктура.

Dmitry S. Belinin, Yuri D. Shitsyn, Sergey D. Neulybin, Ivan P. Ovchinnikov, Ilya A. Mosyagin, Maksim V. Pichkalev

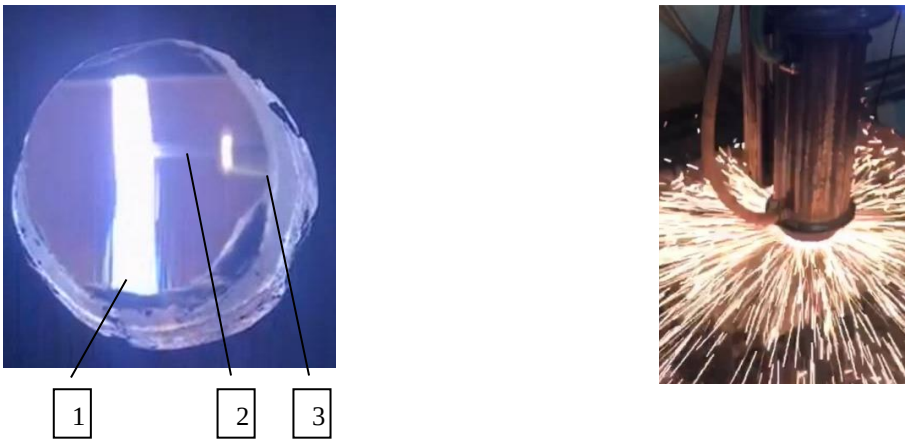
IMPROVEMENT OF PLASMA METALLIZATION TECHNOLOGY FOR ADDITIVE FORMATION OF METALLIC MATERIALS

When developing metallization technologies for additive manufacturing, it is essential to ensure a minimum level of internal defects in the formed material (structural inhomogeneity, residual porosity, oxidation of particle boundaries, etc.). When growing workpieces from high-alloy steels and non-ferrous alloys using layer-by-layer plasma metallization, high-quality particle protection is required during the acceleration and flight stages, ensuring the structure and properties of the synthesized material are close to those of monolithic metal.

Key words: additive technologies, plasma metallization, plasma jet, plasma torch, high-alloy steels, microstructure.

© Белинин Д.С., Щицын Ю.Д., Неулыбин С.Д., Овчинников И. П., Мосягин И.А., Пичкалев М.В.

Для оценки влияния качества защиты частиц на стадии пролета на качество материалов, синтезируемых послойной плазменной металлизацией, были использованы насадки различного профиля (цилиндрические, конические) (рис. 1). Для улучшения качества защиты и снижения налипания частиц на внутренние стенки насадок создавали пристенные потоки защитного газа. При использовании таких насадок получили металл с упорядоченной структурой при минимальном количестве дефектов и высокой прочностью [1 - 4]. Однако при диаметре внутреннего канала насадки менее 80 мм из-за размытия структуры струи, распространяющейся в стесненных условиях, наблюдается налипание частиц на стенки, что при длительной работе будет приводить к нарушению работы устройства.



а *б*

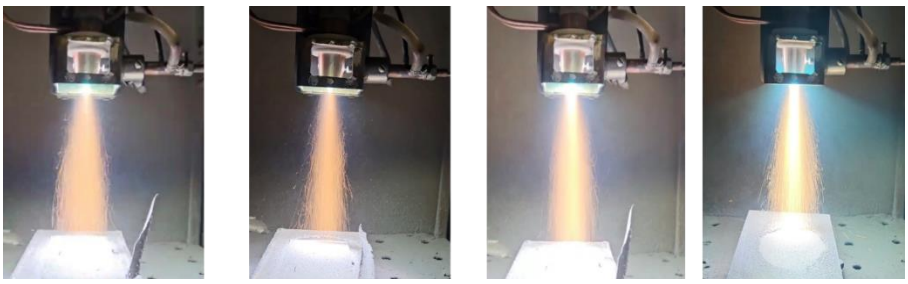
Рис. 1. Процесс плазменной металлизации с использованием цилиндрической насадки для защиты частиц от взаимодействия с окружающей средой: *а* – участок распыления проволоки, (1 - плазменная дуга, 2 - проволока, 3 - мундштук), *б* – участок напыления частиц на подложку

Большой диаметр насадок ограничивает возможности по формированию заготовок сложной пространственной конфигурации.

Для расширения технологических возможностей послойной плазменной металлизации нужны решения, позволяющие уменьшить поперечные размеры устройства для металлизации без снижения качества защиты частиц на стадии распыления и пролета. Качество защиты частиц при плазменной металлизации можно попытаться обеспечить, используя газодинамические средства, например, формируя внешнюю кольцевую струю защитного газа вокруг цилиндрической двухфазной плазменной струи.

На сегодняшний день ведутся исследования по созданию формирующих устройств, для газодинамической защиты объектов, например, обеспечивающих локальные чистые зоны в различных сферах применения [5-7]. Для этого рабочую цилиндрическую струю окружают

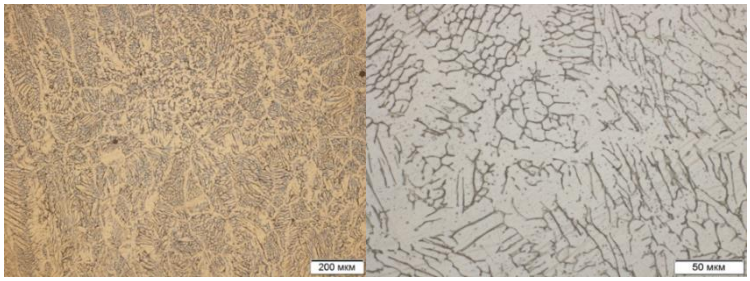
соосным кольцевым потоком. Внешний вид распространения соосного потока цилиндрической двухфазной плазменной струи и кольцевой струи защитного газа представлен на рис. 2.



а *б* *в* *г*

Рис.2. Влияние кольцевой струи на распространение двухфазной цилиндрической струи при плазменной металлизации. *а* – m_F = 4, *б* - m_F = 8, *в* - m_F = 14, *г* - m_F = 22

Исследование влияния параметров кольцевой струи сосной с цилиндрической двухфазной плазменной струей на структуру распространения соосного потока показало, что при малых значениях параметра соотношения площадей кольцевой и цилиндрической струй m_F = 4 и 8 происходит быстрое размытие двухфазной плазменной струи (X/d меньше 6). Увеличение параметра m_F до 14 и более позволяет сохранить структуру течения плазменной струи на значительных дистанциях (X/d больше 10). Таким образом, использование стабилизирующего сопла с короткой цилиндрической насадкой (длина 20 мм), в которой организована подача защитного газа, формирующая кольцевую струю с заданными параметрами, обеспечивает, при значениях параметра m_F = 16 и выше сохранение структуры течения двухфазной цилиндрической плазменной струи практически на всей дистанции напыления. Отсутствие размытия цилиндрической двухфазной плазменной струи уменьшает вероятность перемешивания с окружающим воздухом, что открывает возможности качественного формирования металла послойной плазменной металлизацией распылением проволочных материалов с использованием внешней кольцевой струи защитного газа (рис. 3).



а *б*

Рис. 3. Структура стали 04Х19Н9, полученной послойной плазменной металлизацией в соосном потоке с параметром m_F = 22: *а* – увеличение в 100 раз, *б* – 500 раз

Синтезированный металл имеет структуру близкую к структуре литого компактного материала, наблюдается мелкодисперсная дендритная микроструктура, состоящая из аустенита и δ-феррита с кружевной и скелетной морфологий. Подобная структура образуется в результате кристаллизации аустенитной стали по ферритно-аустенитному механизму при больших скоростях охлаждения [8].

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Control of Metal Transfer in Additive Shaping of Workpieces: Layer-by Layer Application of Metal Layers by Plasma Spraying / Y. D. Shchitsyn, D. S. Belinin, S. D. Neulybin, K. P. Karunakaran, A. V. Kazantsev, S. G. Nikulina // Russian Engineering Research. - 2023. - Vol. 43, № 3. - P. 312-315.
2. Influence of the Stabilizing Nozzle on the Quality of High-Speed Plasma Metallization / Y. D. Shchitsyn, D. S. Belinin, S. D. Neulybin, K. P. Karunakaran, A. V. Kazantsev, S. G. Nikulina // Russian Engineering Research. - 2023. - Vol. 43, № 8. - P. 1007-1010.
3. Plasma Metallization for Additive Manufacturing of Workpieces Made of 308 LSi Steel / Y. D. Shchitsyn, D. S. Belinin, S. D. Neulybin, K. P. Karunakaran, T. V. Ol'shanskaya, A. V. Kazantsev, S. G. Nikulina // Russian Engineering Research. - 2024. - Vol. 44, № 7. - P. 1005-1010.
4. Разработка технологии аддитивного формирования изделий из различных групп материалов послойной плазменной металлизацией / А. В. Казанцев, Ю. Д. Щицын, Д. С. Белинин, С. Г. Никулина // Лучевые технологии и применение лазеров : тез. докл. XI междунар. конф., Россия, Санкт-Петербург, 23-25 сент. 2024 г. / М-во науки и высш. образования Рос. Федерации, С.-Петерб. гос. мор. техн. ун-т, Ин-т лазерных и сварочных технологий, [и др.]. - Санкт-Петербург : [б. и.], 2024. - С. 66-67.
5. Г.Н. Абрамович. Теория турбулентных струй. – М.:ЭКОЛИТ. 2011. –с. 11.
6. Жуков М.Ф., Солоненко О.П., высокотемпературные запыленные струи в процессе обработки порошковых материалов. Новосибирск: СО АН СССР. 1990г. 516 с.
7. M.M. Ribeiro, J.H. Coaxial jets with and without swirl/ Whitelaw Pablished online by Cambridge University/ 19. 04. 2006. Journal of Fluid Mechanics. V. 96. № 4.- p. -769 – 795.
8. Федосеева Е.М., Ольшанская Т.В., Душина А.Ю. Закономерности формирования структуры в механизмах кристаллизации аустенитных сталей (обзор) // Вестник ПНИПУ. Машиностроение. Материаловедение. – 2023. – Т. 25, № 1. – С. 83–97. DOI: 10.15593/2224-9877/2023.

REFERENCES

1. Control of Metal Transfer in Additive Shaping of Workpieces: Layer-by Layer Application of Metal Layers by Plasma Spraying / Y. D. Shchitsyn, D. S. Belinin, S. D. Neulybin, K. P. Karunakaran, A. V. Kazantsev, S. G. Nikulina // Russian Engineering Research. - 2023. - Vol. 43, No. 3. - P. 312-315.
2. Influence of the Stabilizing Nozzle on the Quality of High-Speed Plasma Metallization / Y. D. Shchitsyn, D. S. Belinin, S. D. Neulybin, K. P. Karunakaran, A. V. Kazantsev, S. G. Nikulina // Russian Engineering Research. - 2023. - Vol. 43, No. 8. - P. 1007-1010.
3. Plasma Metallization for Additive Manufacturing of Workpieces Made of 308 LSi Steel / Y. D. Shchitsyn, D. S. Belinin, S. D. Neulybin, K. P. Karunakaran, T. V. Ol'shanskaya, A. V. Kazantsev, S. G. Nikulina // Russian Engineering Research. - 2024. - Vol. 44, No. 7. - P. 1005-1010.
4. Development of technology for additive formation of products from various groups of materials by layer-by-layer plasma metallization / A. V. Kazantsev, Yu. D. Shchitsyn, D. S. Belinin, S. G. Nikulina // Beam technologies and application of lasers: report abstract. XI international. conf., Russia, St. Petersburg, September 23-25, 2024 / Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation. Federation, St. Petersburg State Marine Technological University, Institute of Laser and Welding Technologies, [and others]. - St. Petersburg: [b. i.], 2024. - P. 66-67.
5. G. N. Abramovich. Theory of turbulent jets. - Moscow: EKOLIT. 2011. - p. 11.
6. Zhukov M. F., Solonenko O. P., High-temperature dusty jets in the process of processing powder materials. Novosibirsk: Siberian Branch of the USSR Academy of Sciences. 1990. 516 p.
7. M. M. Ribeiro, J. H. Coaxial jets with and without swirl / Whitelaw Published online by Cambridge University / 19. 04. 2006. Journal of Fluid Mechanics. V. 96. No. 4. - p. -769 – 795.
8. Fedoseeva E.M., Olshanskaya T.V., Dushina A.Yu. Regularities of structure formation in the crystallization mechanisms of austenitic steels (review) // Bulletin of PNIPU. Mechanical Engineering. Materials Science. - 2023. - Vol. 25, No. 1. - P. 83–97. DOI: 10.15593/2224-9877/2023.

УДК 669.1

Борис Сергеевич Волосков[1*], Алексей Николаевич Сучков[2], Никита Евгеньевич Федянин[2], Алексей Павлович Симонов[1], Денис Геннадьевич Фирсов[2], Станислав Александрович Евлашин[1]

[1]Сколковский институт науки и технологий, г. Москва, Россия

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

[*]*B.Voloskov@skoltech.ru*

АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

Технология селективного лазерного плавления (PBF-LB) является перспективной альтернативой литью для создания сложных изделий из объемных аморфных металлических сплавов (OAMC) относительно больших размеров, но требует подбора технологических параметров для минимизации кристаллизации во время печати. В работе проведена оптимизация параметров печати сплавов Zr59.3Cu28.8Al10.4Nb1.5 и Zr40Ti14Cu13Ni10Be23. Исследовано влияние режимов сканирования и типа порошка (сферического и осколочного) на фазовый состав и наличие технологических дефектов методами рентгенофазового анализа, растровой электронной микроскопии и наноиндентирования.

Ключевые слова: Аддитивное производство; Объемные аморфные металлические сплавы (OAMC); Металлические стекла; Аморфная структура; Нанотвердость; Структурно-фазовое состояние (СФС)

Boris S. Voloskov, Alexey N. Suchkov, Nikita E. Fedyanin, Alexey P. Simonov, Denis G. Firsov, Stanislav A. Evlashin

ADDITIVE MANUFACTURING OF Zr-BASED BULK METALLIC GLASS ALLOYS

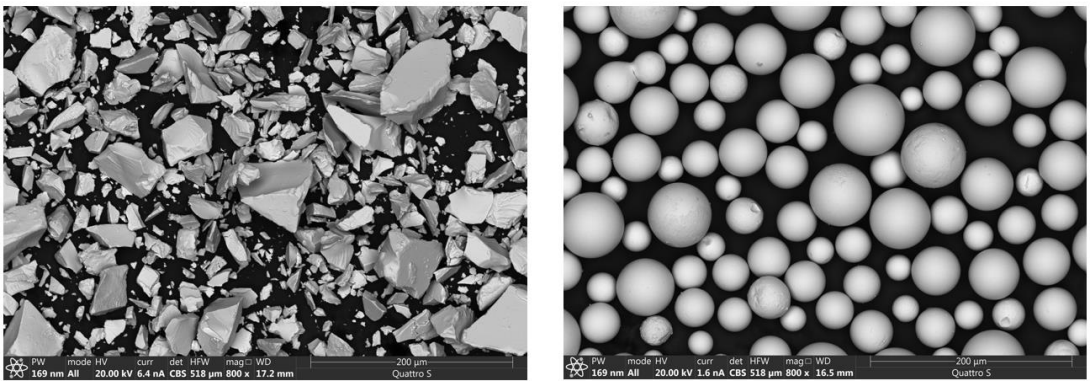
Laser Powder Bed Fusion (PBF-LB) offers a promising alternative to casting for fabricating complex Bulk Metallic Glass (BMG) components, though it requires precise parameter selection to minimize crystallization. This study optimizes the printing parameters for Zr59.3Cu28.8Al10.4Nb1.5 and Zr40Ti14Cu13Ni10Be23 alloys. The influence of scanning parameters and powder morphology (spherical and irregular) on phase composition and defect formation was investigated. Analysis via X-ray diffraction, scanning electron microscopy, and nanoindentation identified the processing conditions required to produce samples with the maximum amorphous fraction.

Key words: Additive manufacturing; Bulk metallic glasses (BMGs); Amorphous Structure; Nanohardness; Microstrucutre

© Волосков Б. С., Сучков А. Н., Федянин Н. Е., Симонов А. П., Фирсов Д. Г., Евлашин С. А.

Аморфные металлические сплавы (металлические стекла) обладают набором уникальных характеристик, включая значительную прочность и твердость, высокую вязкость разрушения, отличную износостойкость и коррозионную стойкость. Основным препятствием для применения аморфных металлических сплавов в производстве конструкционных и функциональных материалов традиционными методами (такими как литье) является ограниченность форм и размеров получаемых изделий. Обычно этот метод позволяет создавать объемные аморфные металлические сплавы (ОАМС) в виде лент, прутков, пластин. При попытке отлить изделия больших размеров не удается достичь необходимой скорости охлаждения расплава для сохранения аморфного состояния. Поэтому создание объемных аморфных изделий желаемых форм и размеров с использованием данного метода представляет собой сложную задачу. Аддитивное производство стало одним из многообещающих решений для изготовления ОАМС со сложной геометрией и относительно большими размерами. Высокие локальные скорости охлаждения, характерные для PBF-LB, теоретически достаточны для подавления кристаллизации многих стеклообразующих сплавов. Тем не менее, послойный характер процесса создает сложную термическую историю и может вызвать кристаллизацию в ранее застывших слоях (в зонах термического влияния). Кроме того, неправильно подобранные параметры процесса часто приводят к пористости и другим дефектам.

Данная работа посвящена оптимизации процесса печати для двух систем ОАМС на основе циркония: Zr59.3Cu28.8Al10.4Nb1.5 и Zr40Ti14Cu13Ni10Be23. Цель исследования — определить технологические параметры, обеспечивающее минимальное количество дефектов и максимальную степень аморфности.



а *б*

Рис. 1. РЭМ изображение порошка из сплава Zr40Ti14Cu13Ni10Be23:
а – кристаллический; *б* – сферический

Для оценки влияния качества исходного сырья использовались два типа порошков: порошки осколочной формы (кристаллические), полученные методом механического дробления, и порошки сферической

формы, прошедшие дополнительную процедуру плазменной сфероидизации. Микроскопические изображения порошка из одного из исследуемых материалов показаны на Рис. 1. Изготовление экспериментальных образцов проводилось на установке Trumpf TruPrint 1000 в защитной атмосфере аргона. В ходе работы варьировались мощность лазера и скорость сканирования для определения оптимальной объемной плотности энергии, обеспечивающей высокую плотность материала без перегрева.

Образцы, напечатанные для подбора технологических параметров из порошков изучаемых сплавов показаны на Рис. 2.



а *б*

Рис. 2. Фото PBF-LB образцов из порошка сплава Zr40Ti14Cu13Ni10Be23:
а – из кристаллического; *б* – сферического

Структурное состояние и качество полученных образцов исследовались комплексом аналитических методов. Рентгенофазовый анализ (РФА) применялся для идентификации фазового состава: наличие характерного широкого диффузного гало служило подтверждением аморфной структуры, в то время как появление острых дифракционных пиков свидетельствовало о частичной кристаллизации материала в процессе печати. Микроструктурные исследования методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) позволили детально изучить микроструктуру образцов, классифицировать типы дефектов (сферические газовые поры или дефекты несплавления) и оценить сплошность материала. Для количественной оценки локальных механических свойств проводились испытания на нанотвердость на поперечных шлифах образцов, изготовленных при различных режимах печати. Наноиндентирование выполнялось по сетке с заданным шагом, что позволяло сопоставлять распределение нанотвердости с особенностями микроструктуры, наблюдаемыми в SEM. Проведенное исследование позволило получить параметры печати для изучаемых циркониевых

сплавов, которые позволяют получать изделия с относительно низким содержанием технологических дефектов и с высокой степенью аморфности.

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

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Suchkov A. N. Impact of manufacturing method on the properties of bulk amorphous Zr35Ti30Be27.5Cu7.5 alloy / A. N. Suchkov [et al.] // Intermetallics. 2025. V. 185. P. 108859. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2025.108859.
2. Inoue A. Recent development and application products of bulk glassy alloys / A. Inoue, A. Takeuchi // Acta Materialia. 2011. V. 59. P. 2243–2267. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.11.027.
3. Pauly S. Processing metallic glasses by selective laser melting / S. Pauly [et al.] // Materials Today. 2013. V. 16. P. 37–41. https://doi.org/10.1016/j.mattod.2013.01.018.
4. Li X. P. Selective laser melting of Zr-based bulk metallic glasses: Processing, microstructure and mechanical properties / X. P. Li [et al.] // Materials & Design. 2016. V. 112. P. 217–226. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.071.
5. Sohrabi N. Additive Manufacturing of Bulk Metallic Glasses—Process, Challenges and Properties: A Review / N. Sohrabi, J. Jhabvala, R. E. Logé // Metals. 2021. V. 11. P. 1279. https://doi.org/10.3390/met11081279.

REFERENCES

1. Suchkov A. N. Impact of manufacturing method on the properties of bulk amorphous Zr35Ti30Be27.5Cu7.5 alloy / A. N. Suchkov [et al.] // Intermetallics. 2025. V. 185. P. 108859. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2025.108859.
2. Inoue A. Recent development and application products of bulk glassy alloys / A. Inoue, A. Takeuchi // Acta Materialia. 2011. V. 59. P. 2243–2267. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.11.027.
3. Pauly S. Processing metallic glasses by selective laser melting / S. Pauly [et al.] // Materials Today. 2013. V. 16. P. 37–41. https://doi.org/10.1016/j.mattod.2013.01.018.
4. Li X. P. Selective laser melting of Zr-based bulk metallic glasses: Processing, microstructure and mechanical properties / X. P. Li [et al.] // Materials & Design. 2016. V. 112. P. 217–226. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.071.
5. Sohrabi N. Additive Manufacturing of Bulk Metallic Glasses—Process, Challenges and Properties: A Review / N. Sohrabi, J. Jhabvala, R. E. Logé // Metals. 2021. V. 11. P. 1279. https://doi.org/10.3390/met11081279.

УДК 538.9

***Илья Сергеевич Герцель*[*1,2], *Александр Геннадьевич Маликов*[2], *Константин Эдуардович Купер*[1]**

[1] Центр коллективного пользования «Сибирский кольцевой источник фотонов» ФИЦ «Институт катализа СО РАН», р.п. Кольцово, Россия.

[2] Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия.

[*]*i.gertsel@g.nsu.ru*

ФОРМИРОВАНИЕ МЕЖФАЗНОГО СЛОЯ В КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ВТ6/B_4C ПРИ ПРЯМОМ ЛАЗЕРНОМ ВЫРАЩИВАНИИ

В работе впервые исследовано формирование межфазного слоя TiB_xC_y в композитах ВТ6/B_4C, полученных методом прямого лазерного выращивания. Установлено, что оптимальное сочетание плотности энергии 14.3 Дж/мм^2 и содержания B_4C 15 мас.% обеспечивает повышение микротвёрдости до 830 $HV_{0.3}$ и двукратный рост износостойкости по сравнению с ВТ6. Методом синхротронной дифракции количественно определён фазовый состав композита. Показано, что предварительный нагрев подложки позволяет получать бездефектные покрытия с содержанием B_4C до 15 мас.%.

Ключевые слова: прямое лазерное выращивание, титаноматричные композиты, микроструктура, износостойкость, микроструктура, синхротронное излучение.

Ilya. S. Gertsel, Alexander G. Malikov, Konstantin E. Kuper

INTERPHASE FORMATION IN TI-6AL-4V/B_4C COMPOSITES DURING DIRECT LASER DEPOSITION

This study reveals for the first time the formation of TiB_xC_y interphase in Ti-64/B_4C composites fabricated by direct laser deposition. Optimal parameters (14.3 J/mm^2, 15 wt.% B_4C) provide microhardness of 830 $HV_{0.3}$ and double the wear resistance compared to Ti-64. Synchrotron diffraction quantified the phase composition, while substrate preheating enabled defect-free coatings with 15 wt.% B_4C content. The results provide a new approach for developing wear-resistant titanium composites.

Key words: direct metal deposition, titanium matrix composites, microstructure, wear resistance, synchrotron radiation.

Развитие аддитивного производства создаёт перспективы для проектирования композитов с программируемой структурой и фазовым составом [1]. Существующие методы модификации сплавов титана,

© Герцель И. С., Маликов А. Г., Купер К. Э.

включая ВТ-6, демонстрируют ограниченную эффективность в повышении термической стабильности и износостойкости, что сужает область их применения в аэрокосмической и энергетической промышленности [2]. В представленном исследовании разработан подход к упрочнению титановой матрицы путём введения частиц карбида бора (B_4C) в состав порошковой композиции, используемой при прямом лазерном выращивании (ПЛВ).

Система Ti–B–C представляет значительный интерес благодаря возможности in situ синтеза упрочняющих фаз — TiB, TiB_2, TiC и других — в результате растворения B_4C в титановом расплаве и последующей диффузии элементов в матрицу Ti-6Al-4V [3,4]. Композиты, формирующиеся в ходе химических реакций в процессе синтеза, демонстрируют улучшенные физико-механические характеристики [4].

Износостойкость данных материалов в значительной степени определяется твёрдостью армирующих частиц [5]. Ключевым фактором также является прочность межфазного сцепления, обеспечивающего сохранение керамики в матрице при трении. Межфазная область (интерфаза) может иметь механическую или химическую природу. Формирование композита с устойчивым межфазным взаимодействием позволяет достичь максимальных показателей износостойкости.

Эксперименты аддитивному выращиванию композитных покрытий проводились на установке «Сварог», оснащённой волоконным лазером IPG (мощность до 3 кВт, λ = 1,07 мкм) и пятиосевым манипулятором Fanuc 710i. Порошковая смесь ВТ-6/B_4C в соотношениях 90:10 и 85:15 (масс. %) подавалась через коаксиальное сопло Precitech. Основным варьируемым параметром процесса являлась плотность энергии $E = P/(D \cdot V)$ (Дж/мм^2). Для минимизации остаточных напряжений использовался предварительный нагрев подложки.

Дифракционные исследования выполнены в ЦКП «Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения» на установке ВЭПП-4/ВЭПП-2000 [6] в ИЯФ СО РАН. Регистрация дифракционной картины осуществлялась с использованием двумерного детектора Mar345. Пучок излучения имел диаметр 300 мкм. Количественный фазовый анализ выполнен методом Ритвельда в программном комплексе GSAS-II [7] с привлечением структурных данных из базы Materials Project [8].

Методом рентгенофазового анализа впервые установлено наличие в структуре композита фазы TiB_xC_y. Ранее данная фаза наблюдалась при магнетронном напылении [9] и была теоретически предсказана в [10]. Предполагается, что данная фаза ответственна за формирование химической интерфазы, обеспечивающей межфазное сцепление. Выявлены три типа локального окружения частиц B_4C, определяемые величиной подведённой энергии E, и установлен количественный фазовый состав композитов. Наилучшая износостойкость достигнута при E = 14,3 Дж/мм^2 и 15 мас. % B_4C, где наблюдается оптимальное соотношение сохранённой

керамики и фазы TiB_xC_y. Интенсификация растворения керамики (высокие значения E) приводит к охрупчиванию материала и росту износа. Снижение энергии подавляет процессы растворения, но обусловливает слабое межфазное сцепление, вызывающее выкрашивание частиц в зоне трения и снижение износостойкости.

Таким образом, для достижения максимальной износостойкости необходимо обеспечить высокую концентрацию керамических частиц в покрытии и сформировать прочную химическую и механическую интерфазу (посредством образования TiB_xC_y и фаз TiB + TiC + TiB_2 соответственно) для частиц B_4C.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания ЦКП "СКИФ" Института катализа СО РАН (FWUR-2024-0042)

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Фомин В. и др. Структурно-фазовое состояние и механические свойства титаноматричного композита на основе сплава Ti64 и керамики TiB2, полученного при лазерной наплавке // Физическая мезомеханика. 2023. Т. 26, № 5. С. 1–15.
2. Gomez-Gallegos A. и др. Studies on Titanium Alloys for Aerospace Application // Defect and Diffusion Forum. Trans Tech Publications Ltd, 2018. Т. 385. С. 419–423.
3. Nartu M. S. K. K. Y. и др. In situ reactions during direct laser deposition of Ti-B4C composites // Scripta Materialia. 2020. Т. 183. С. 28–32.
4. Hua Z. и др. Microstructure evolution and tribological properties of (TiB+TiC)/Ti–6Al–4V composites fabricated via in situ laser-directed energy deposition of wire and powders in an underwater environment // Composites Part B: Engineering. 2023. Т. 263. С. 110817.
5. Shuai C. и др. Enhanced wear resistance of in-situ nanoscale TiC reinforced Ti composites fabricated by additive manufacturing // Vacuum. Elsevier Ltd, 2024. Т. 230, № May. С. 113704.
6. Ancharov A. I. The Use of Hard Synchrotron Radiation for Diffraction Studies of Composite and Functional Materials // Russian Physics Journal. Springer US, 2017. Т. 60, № 3. С. 543–549.
7. Toby B., Dreele R. GSAS-II: the genesis of a modern open-source all purpose crystallography software package // Journal of Applied Crystallography. 2013. Т. 46. С. 544–549.
8. Jain A. и др. Commentary: The Materials Project: A materials genome approach to accelerating materials innovation // APL Materials. 2013. Т. 1, № 1. С. 11002.

9. Lin J. и др. The structure and mechanical and tribological properties of TiBCN nanocomposite coatings // Acta Materialia. 2010. Т. 58, № 5. С. 1554–1564.
10. Швейкин Г., Ивановский А. Химическая Связь И Электронные Свойства Боридов Металлов // Успехи Химии. 1994. Т. 63, № 9. С. 751–775.

REFERENCES

1. Fomin, V., et al. Structural-Phase State and Mechanical Properties of a Laser Cladding Titanium Matrix Composite Based on Ti64 Alloy and TiB_2 Ceramics. Phys Mesomech 2024 V. 27, P. 1–15. https://doi.org/10.1134/S1029959924010016
2. Gomez-Gallegos A. et al. Studies on Titanium Alloys for Aerospace Application // Defect and Diffusion Forum. Trans Tech Publications Ltd, 2018. V. 385. P. 419–423.
3. Nartu M. S. K. K. Y. et al. In situ reactions during direct laser deposition of Ti-B4C composites // Scripta Materialia. 2020. V. 183. P. 28–32.
4. Hua Z. и др. Microstructure evolution and tribological properties of (TiB+TiC)/Ti–6Al–4V composites fabricated via in situ laser-directed energy deposition of wire and powders in an underwater environment // Composites Part B: Engineering. 2023. V. 263. P. 110817.
5. Shuai C. et al. Enhanced wear resistance of in-situ nanoscale TiC reinforced Ti composites fabricated by additive manufacturing // Vacuum. Elsevier Ltd, 2024. V. 230, № May. P. 113704.
6. Ancharov A. I. The Use of Hard Synchrotron Radiation for Diffraction Studies of Composite and Functional Materials // Russian Physics Journal. Springer US, 2017. V. 60, № 3. P. 543–549.
7. Toby B., Dreele R. GSAS-II: the genesis of a modern open-source all purpose crystallography software package // Journal of Applied Crystallography. 2013. V. 46. P. 544–549.
8. Jain A. et al. Commentary: The Materials Project: A materials genome approach to accelerating materials innovation // APL Materials. 2013. V. 1, № 1. P. 11002.
9. Lin J. et al. The structure and mechanical and tribological properties of TiBCN nanocomposite coatings // Acta Materialia. 2010. V. 58, № 5. P. 1554–1564.
10. Shveikin G, Ivanovskii A., "The chemical bonding and electronic properties of metal borides", Russ. Chem. Rev., 1994, 63 (9), 711–734, DOI: https://doi.org/10.1070/RC1994v063n09ABEH000114

УДК 621.926.34

***Евгений Дмитриевич Головин*[1*]**

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*]*golovin@corp.nstu.ru*

СТРУКТУРА ПОРОШКА НИОБИЯ, ПОЛУЧЕННОГО ПОМОЛОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУЖКИ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ

В работе представлены результаты экспериментов по измельчению стружки ниобия в шаровой мельнице «Активатор 2SL». Эксперименты подтвердили возможность использования шаровой мельницы для переработки металлической стружки. Установлено, что увеличение частоты вращения мельницы приводит к более интенсивному помолу и увеличению массы порошка. При помоле происходит плакирование стенок стаканов и мелющих тел слоем ниобия, что необходимо учитывать при расчёте соотношения массы ниобия и шаров. Структура полученных образцов порошка идентична.

Ключевые слова: шаровая мельница, ниобий, металлическая стружка, порошковые технологии, аддитивные технологии.

Evgeniy D. Golovin

THE STRUCTURE OF NIOBIUM POWDER OBTAINED BY MILLING METAL CHIP IN A BALL MILL

The paper presents the results of experiments on the milling of niobium chips in a ball mill "Activator 2SL". Experiments have confirmed the possibility of using the ball mill for recycling metal chips. It was found that an increase in the mill's rotation speed leads to more intensive processing and an increase in produced powder weight. During processing, the walls of barrel and grinding media are clad with a layer of niobium, which must be taken into account when calculating the ratio of the mass of niobium and balls. The structure of the obtained powder samples is identical.

Key words: ball mill, niobium, metal chip, powder technology, additive technology.

В настоящее время активно ведутся исследования, связанные с переработкой металлической стружки в шаровых мельницах для получения порошков, которые могут быть использованы в аддитивных технологиях [1-3]. Этот метод позволяет получать порошки по более низкой стоимости, избегая энергоемких процессов переплавки.

© Головин Е. Д.

Поэтому, перспективна разработка технологии получения порошков из металлической стружки, которые будут не только дешевыми, но и обладать свойствами, необходимыми для применения в аддитивных технологиях.

В этой области необходимо решать несколько задач:

1. Изучение процесса измельчения металлической стружки в шаровых мельницах.

2. Анализ структуры и свойств получаемых порошков.

3. Достижение требуемых характеристик порошков.

4. Оценка экономической эффективности предложенного метода.

Для исследования процесса измельчения металлической стружки были проведены эксперименты по измельчению стружки ниобия. Эксперименты проводились с использованием высокоэнергетической мельницы «Активатор 2SL» производства компании «Активатор» (г. Новосибирск). Эта мельница обеспечивает планетарное вращение стаканов с обрабатываемым материалом, что позволяет за короткие промежутки времени измельчать сырье.

В ходе экспериментов в два стакана мельницы загружалась стружка ниобия массой 70 грамм и шары массой 420 грамм, что обеспечивало соотношение массы шаров к стружке 1:7. Диаметр шаров составлял 10 мм, частота вращения планетарного диска 50 Гц, время обработки 15 минут. После каждого эксперимента взвешивалась масса полученного порошка. В экспериментах изменялась только частота вращения мельницы.

Проведенные эксперименты подтвердили возможность использование шаровой мельницы «Активатор 2SL» для переработки металлической стружки в порошок. В ходе экспериментов были установлены характерные особенности процесса помола.

Во-первых, было зафиксировано, что при увеличении частоты вращения мельницы возрастает энергоемкость процесса, что приводит к более интенсивному помолу. Это, в свою очередь, способствует увеличению массы выгружаемого порошка.

Во-вторых, было замечено, что при помоле металлической стружки происходит плакирование стенок стаканов и мелющих тел слоем металла. Масса налипшего слоя остаётся почти неизменной в ряду экспериментов с одинаковыми параметрами. Так, в серии экспериментов с частотой вращения 50 Гц, масса налипшего слоя составляла порядка 2 г.

Структуру порошка ниобия исследовали с использованием РЭМ и РФА. Было выявлено, что все полученные образцы порошков идентичны, несмотря на разную частоту вращения, с которой они обрабатывались. Все образцы имеют схожий размер и форму частиц, и судя по одинаковой ширине пиков на рентгенограммах, имеют один порядок дефектности.

Заключение:

Проведенные эксперименты подтвердили перспективность использования шаровой мельницы «Активатор 2SL» для переработки металлической стружки в порошок. Выявленные зависимости между частотой вращения мельницы и массой получаемого порошка, а также явление плакирования стенок стаканов и мелющих тел, необходимо учитывать при планировании экспериментов. Структура всех полученных образцов идентична. Дальнейшие исследования будут направлены на изучение влияния других параметров процесса с целью получения порошков, пригодных для аддитивного производства.

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов" НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Alavizadeh S. A. R. и др. The effect of mechanical milling for enhanced recycling Ti6Al4V powder from machining chips // Sci Rep. 2025. Т. 15. № 1. С. 444.
2. Çuvalcı O. и др. Effect of ball mill time and wet pre-milling on the fabrication of Ti powders by recycling Ti machining chips by planetary milling // Powder Technology. 2023. Т. 426. С. 118637.
3. Wei L. K. и др. Producing Metal Powder from Machining Chips Using Ball Milling Process: A Review // Materials (Basel). 2023. Т. 16. № 13. С. 4635.

REFERENCES

1. Alavizadeh, S.A.R., Shahbaz, M., Kavanlouei, M., Kim, S.S., 2025. The effect of mechanical milling for enhanced recycling Ti6Al4V powder from machining chips. Sci Rep 15, 444. https://doi.org/10.1038/s41598-024-84913-z
2. Çuvalcı, O., Varol, T., Akçay, S.B., Güler, O., Çanakçı, A., 2023. Effect of ball mill time and wet pre-milling on the fabrication of Ti powders by recycling Ti machining chips by planetary milling. Powder Technology 426, 118637. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2023.118637
3. Wei, L.K., Abd Rahim, S.Z., Al Bakri Abdullah, M.M., Yin, A.T.M., Ghazali, M.F., Omar, M.F., Nemeş, O., Sandu, A.V., Vizureanu, P., Abdellah, A.E., 2023. Producing Metal Powder from Machining Chips Using Ball Milling Process: A Review. Materials (Basel) 16, 4635. https://doi.org/10.3390/ma16134635

УДК 669

Денис Андреевич Гурьянов[1*], Сергей Валерьевич Фортуна[1], Николай Николаевич Шамарин[1], Андрей Валерьевич Чумаевский[1], Евгений Алексеевич Сидоров[1], Александр Олегович Панфилов[1], Евгений Александрович Колубаев[1,2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

[2]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*]*gurianov@ispms.ru*

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГОВЛОЖЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА INCONEL 718

Четыре образца жаропрочного сплава Inconel 718 были получены методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Образцы формировались при различных условиях подвода тепла путем варьирования скорости аддитивной печати и тока электронного пучка. Показано, что макроструктура имеет несколько характерных зон, существенно различающихся по всей высоте образцов, полученных аддитивным способом. Микроструктура, состоящая из дендритных осей и карбидов, расположенных между ними, различается для каждого выбранного набора параметров процесса. С уменьшением результирующего подвода энергии происходит преимущественное измельчение дендритных осей. Образование упрочняющих фаз и карбидов происходит неравномерно по высоте образцов, полученных аддитивным способом, что приводит к нестабильным механическим свойствам.

Ключевые слова: аддитивное производство, жаропрочные сплавы, микроструктура, электронно-лучевая технология, механические свойства.

Denis A. Guryanov, Sergei V. Fortuna, Nikolai N. Shamarin, Andrey V. Chumaevsky, Evgeny A. Sidorov, Alexander O. Panfilov, Evgeny A. Kolubaev

EFFECT OF HEAT INPUT DURING WIRE-FEED ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURING ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF INCONEL 718

Four samples of Inconel 718 superalloy are produced by wire-feed electron beam additive manufacturing (EBAM). The samples are formed under different heat input conditions by varying the additive printing speed and the electron beam current. It is shown that the macrostructure has several characteristic zones differing significantly throughout the entire height of the additively produced samples. The microstructure, consisting of dendritic arms

© Гурьянов Д. А., Фортуна С. В., Шамарин Н. Н., Чумаевский А. В., Сидоров Е. А., Панфилов А.О., Колубаев Е. А.

and carbides located between them, varies for each selected process parameter set. With a decrease in the resulting energy input, the dendritic core is mainly refined. The formation of strengthening phases and carbides is uneven throughout the height of the additively produced samples, leading to unstable mechanical properties.

Key words: additive manufacturing, superalloys, microstructure, electron beam technology, mechanical properties.

В работе были получены образцы из сплава Inconel 718 в процессе ЭЛАП с различными величинам результирующего энерговложения (Таблица 1).

Таблица 1

Параметры ЭЛАП процесса, используемые при получении образцов из сплава Инконель 718

Образец	Ускоряющее напряжение, кВ	Скорость перемещения рабочего стола, мм/мин	Ток электронного пучка, мА	Энерговложение, кДж/мм
v200	30	200	75-45	0.68-0.41
v300	30	300	75-45	0.45-0.27
v350	30	350	75-45	0.39-0.23
i0.83	30	300	70-37	0.42-0.22

Показано, что независимо от выбранного технологического режима, во всех случаях макроструктура имеет одинаковые характерные области. Первая зона вблизи подложки - область перемешивания аддитивно формируемого материала и материала подложки сохраняется на протяжении первых 3-4 слоев и прекращается на высоте 4 мм. Вторая зона - область крупных колоний дендритов, не претерпевающих изменений на границе слоев. Высота данной зоны примерно 1.2 см. Третья зона - область измельченных колоний дендритов, рост которых прерывается на границе слоев и структура стремится к более равноосной морфологии. Протяженность данной зоны примерно 4.9 см. Четвертая зона - область, в которой выделяются не колонии дендритов, а отдельные значительно укрупненные дендритные оси первого и второго порядков. Данная зона имеет высоту около 1.9 см и ограничена высотой формируемых образцов. Пятая зона - последний аддитивно нанесенный слой, не подверженный повторному плавлению. Толщина данного слоя составляет примерно 28 мм, что значительно превышает толщину ниже лежащих слоев (3-10 мм). Исходя из этого, можно сказать, что каждый аддитивно формируемый слой повторяется повторному плавлению и термическому воздействию до 10 раз (при данных технологических параметрах ЭЛАП). Также наблюдаются различия в направлениях роста дендритов в последнем слое, не

подверженном повторному плавлению. Так при получении образцов по режимам v200 и v300 в последнем слое происходит формирование разнонаправленно растущих дендритов. А при применении режимов v350 и i0.83 в последнем слое сохраняется направленный рост дендритных осей.

Микроструктурные отличия заключаются в различиях размеров дендритных осей. Уменьшение энерговложения за счет увеличения скорости перемещения рабочего стола с 200 до 350 мм/мин позволяет уменьшить дендритные оси с 41±6 до 32±7 мкм. Уменьшение энерговложения за счет снижения тока электронного пучка не является подходящим подходом для уменьшения расстояний между осями дендритов первого порядка. Установлено, что повторное плавление и периодическое термическое воздействие способствуют формированию γ'' фазы, но только в тех случаях, когда в материале накапливается достаточное тепло, реализующее условия старения. Однако выделения данной фазы наблюдаются только в междендритном пространстве, что является недостаточным для достижения необходимых эксплуатационных характеристик. Также неоднородное содержание γ'' фазы по высоте полученных образцов является негативным эффектом, т.к. при дальнейшем проведении термической обработки в областях уже богатых γ'' фазой будет происходить её укрупнение, трансформация в δ фазу и выделение фазы Лавеса. Это создает необходимость послойного контроля энерговложения и условий теплоотвода. Механические свойства (предел прочности), полученных образцов из сплава Inconel 718 изменяются от 734 до 941 МПа. Разброс данной величины связан с конкурирующими эффектами увеличения дендритных осей и формирования фазы γ'', что говорит о важности роли контроля процесса структурно-фазового формирования и необходимости не только контролировать энерговложение за счет параметров ЭЛАП, но и учитывать изменяющиеся условия теплоотвода.

Работа выполнена в рамках реализации мероприятий программы развития научного центра мирового уровня «Новые материалы специального назначения», соглашение о предоставлении субсидии от 25 июня 2025 г. № 075-15-2025-589.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Hosseinia E. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718 / E. Hosseinia, V.A. Popovich // Addit. Manuf. – 2019. – Т. 30. – С. 100877. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100877.
2. Schneider J. Microstructure evolution in Inconel 718 produced by powder bed fusion additive manufacturing / J. Schneider [et al] // J. Manuf. Mater. Process. – 2022. – Т. 6. – С. 20. – DOI: 10.3390/jmmp6010020.

3. Sommer D., Design guide for hybrid-additive manufacturing of Inconel 718 combining PBF-LB/M and in situ high-speed milling / D. Sommer [et al] // J. Manuf. Mater. Process. – 2025. – Т. 9. – С. 88. – DOI: 10.3390/jmmp9030088.
4. Mukhtarov S.K. Effect of the fine-grained structure on the fatigue properties of the heat-resistant nickel–iron alloy Inconel 718 / S.K. Mukhtarov, R.V. Shakhov // Russ. Phys. J. – 2015. – Т. 58. – С. 858–863. – DOI: 10.1007/s11182-015-0582-x.
5. Zhao Y. A comparative analysis of Inconel 718 made by additive manufacturing and suction casting: Microstructure evolution in homogenization / Y. Zhao [et al] // Addit. Manuf. – 2020. – Т. 36. – С. 101404. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101404.
6. Kolubaev E.A. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polymetallic materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing / E.A. Kolubaev [et al] // Phys. Mesomech. – 2022. – Т. 25. – С. 479–491. – DOI: 10.1134/S1029959922060017.

REFERENCES

1. Hosseinia E. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718 / E. Hosseinia, V.A. Popovich // Addit. Manuf. – 2019. – Т. 30. – С. 100877. – DOI: 10.1016/j.addma.2019.100877.
2. Schneider J. Microstructure evolution in Inconel 718 produced by powder bed fusion additive manufacturing / J. Schneider [et al] // J. Manuf. Mater. Process. – 2022. – Т. 6. – С. 20. – DOI: 10.3390/jmmp6010020.
3. Sommer D., Design guide for hybrid-additive manufacturing of Inconel 718 combining PBF-LB/M and in situ high-speed milling / D. Sommer [et al] // J. Manuf. Mater. Process. – 2025. – Т. 9. – С. 88. – DOI: 10.3390/jmmp9030088.
4. Mukhtarov S.K. Effect of the fine-grained structure on the fatigue properties of the heat-resistant nickel–iron alloy Inconel 718 / S.K. Mukhtarov, R.V. Shakhov // Russ. Phys. J. – 2015. – Т. 58. – С. 858–863. – DOI: 10.1007/s11182-015-0582-x.
5. Zhao Y. A comparative analysis of Inconel 718 made by additive manufacturing and suction casting: Microstructure evolution in homogenization / Y. Zhao [et al] // Addit. Manuf. – 2020. – Т. 36. – С. 101404. – DOI: 10.1016/j.addma.2020.101404.
6. Kolubaev E.A. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polymetallic materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing / E.A. Kolubaev [et al] // Phys. Mesomech. – 2022. – Т. 25. – С. 479–491. – DOI: 10.1134/S1029959922060017.

УДК 621.521, 538.951

***Евгений Александрович Колубаев*[1], *Андрей Валерьевич Чумаевский*[1*], *Ксения Сергеевна Осипович*[1], *Гурьянов Денис Андреевич*[1]**

[1]Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия

[*]*tch7av@ispms.ru*

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОРГАНИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ ПРОМЫШЛЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ ПРОВОЛОЧНОМ АДДИТИВНОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

В работе рассмотрены особенности формирования крупногабаритных изделий на основе сталей и никелевых сплавов методом проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии. Продемонстрированы возможности метода для печати крупногабаритных деталей из различных по структуре сплавов никеля и стали, и биметаллических элементов на их основе. Показано, что при печати различных по структуре сплавов никеля, сталей и биметаллических элементов на их основе формирование структуры деталей и их механические свойства значительно зависят от физической природы материала, его склонности к укрупнению зерен при печати, сегрегации легирующих элементов, направленной кристаллизации, реакции на термическое воздействие при нанесении вышележащих слоёв и т.д. Свойства большинства исследованных сплавов находятся на уровне свойств литого материала, а для биметаллических элементов в зоне структурного градиента находятся на промежуточном уровне между свойствами входящих в них компонентов или превышают его.

Ключевые слова: механические свойства, микротвердость, медные сплавы, железные сплавы, композиционные материалы, интерфейс, проволочная электронно-лучевая аддитивная технология.

Evgeny A. Kolubaev, Andrey V. Chumaevskii, Kseniya S. Osipovich, Denis A. Gurianov

PATTERNS OF ORGANIZING THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF LARGE-SIZED PRODUCTS USING WIRE-FEED ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

This paper examines the specifics of forming large-scale components based on steel and nickel alloys using wire feed electron beam additive manufacturing. The method's potential for printing large-scale components from nickel and steel alloys with varying structures, as well as bimetallic components

© Колубаев Е. А., Чумаевский А. В., Осипович К. С., Гурьянов Д. А.

based on them, is demonstrated. It is shown that when printing nickel alloys, steels, and bimetallic components based on them, the structure formation and mechanical properties of the components significantly depend on the physical nature of the material, its tendency to coarsen grains during printing, directional crystallization, its response to thermal action during the application of overlying layers, etc. The properties of most of the studied alloys are comparable to those of the cast material, while for bimetallic components in the structural gradient zone, they are intermediate between or exceed the properties of their constituent components.

Key words: mechanical properties, microhardness, copper alloys, ferrous alloy, interface, wire-feed electron beam additive manufacturing.

Аддитивные технологии на настоящее время являются одними из наиболее широко развивающихся в научной сфере [1]. Это связано с повышением производительности и экономичности процесса, особенно при реализации высокопроизводительного аддитивного производства (до 10 кг/час). Среди данного класса технологий особое место занимает проволочное аддитивное электронно-лучевое производство, позволяющее в вакууме получать крупногабаритные изделия из алюминиевых [2], медных [3], никелевых сплавов и сталей [3,4], интерметаллидных сплавов [5], композиционных материалов [6,7] и биметаллических элементов различного типа [3,4]. Технология позволяет повысить эффективность энерговложения при печати, реализовать плавный отвод тепла из рабочей зоны, формировать упрочняющие покрытия и гибридные материалы.

Среди имеющихся на настоящее время проблем в современном промышленном производстве является получение крупногабаритных изделий из сталей и никелевых сплавов для изготовления газотурбинных двигателей, применяемых в энергетическом секторе. С использованием проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии возможно формирование рабочих колес, корпусных деталей, камер сгорания и иных сложных по форме изделий с малыми затратами на время изготовления и с высокой степенью экономии расходных материалов. Целью настоящей работы является обзор достижений ИФПМ СО РАН в области печати крупногабаритных моно- и полиметаллических изделий на основе никелевых сплавов и сталей различного типа.

В работе методом проволочной аддитивной электронно-лучевой технологии получены образцы из сплавов Inconel625, Inconel718, ХН50МВТЮБР и сталей 30ХГСА, 08Г2С, 06Х19Н9Т различной конфигурации. Также были получены биметаллические элементы на основе данных сплавов и меди/медного сплава БрХЦр. Печать осуществляли на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН. В процессе печати проводили съемку зоны формирования изделия с использованием видеокамеры и тепловизора. После получения образцов

проводили комплекс исследовательских работ по изучению взаимосвязи структуры и свойств материалов с параметрами режимов печати, интенсивностью отвода тепла и энерговложением в материал. Для исследований использовали оптическую, растровую электронную и просвечивающую микроскопию, измерение микротвердости, механические испытания на растяжение и сжатие.

Проведенные исследования демонстрируют реализацию направленной кристаллизации металла при печати никелевых сплавов с формирование крупных столбчатых дендритных ячеек, вытянутых в направлении отвода тепла. Для аустенитной стали характерно формирование дендритной структуры, в то время как для феррито-перлитных сталей – зеренной.

Испытания на растяжение свидетельствуют о достаточно высоких механических свойствах сталей, свойственных для литого состояния соответствующих материалов. Предел прочности изменяется от 425-435 МПа у феррито-перлитной стали 08Г2С до 685-705 МПа у аустенитной стали 06Х19Н9Т. Для никелевых сплавов данное обстоятельство неоднозначно и прочностные показатели могут значительно изменяться. Для сплава Inconel625 характерно разупрочненное состояние после печати с пределом прочности порядка 600-650 МПа, что обусловлено сегрегацией легирующих элементов (Nb,Mo,Ta) по границам дендритов и обеднением основного объема упрочняющей γ” фазой. В то же время в сплаве Inconel718 с высоким содержанием железа, меньшим содержанием хрома и молибдена сегрегации легирующих элементов не обнаруживается и значения предела прочности составляют до 800-850 МПа. При этом, вне зависимости от никелевого сплава или стали при формировании биметаллических элементов на их основе с медью или медными сплавами отсутствует разупрочнение материала в зоне структурного градиента.

Результаты получены при реализации мероприятий программы развития научного центра мирового уровня «Новые материалы специального назначения», соглашение о предоставлении субсидии от 25 июня 2025 г. № 075-15-2025-589.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. DebRoy T. Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties / T. DebRoy, H. L. Wei, J. S. Zuback [et al.] // Progress in Materials Science. 2018. V. 92. P. 112–224.
2. Utyaganova V.R. Characterization of AA7075/AA5356 gradient transition zone in an electron beam wire-feed additive manufactured sample / Utyaganova V.R., Filippov A.V., Tarasov S.Yu. et al. // Materials Characterization. 2020. V. 172. No. 110867.

3. Osipovich K.S. Gradient transition zone structure in “steel–copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing / Osipovich K.S., Astafurova E.G., Chumaevskii A.V. et al. // Journal of Materials Science. 2020. V. 55 (22). P. 9258-9272.
4. Moskvina V.A. Stabilization of austenitic structure in transition zone of “austenitic stainless steel/NiCr alloy” joint fabricated by wire-feed electron beam melting. / Moskvina V.A., Melnikov E.V., Panchenko M.Y. et al. // Materials Letters. 2021. V. 277. No. 128321.
5. Xu J., Zhou Q., Kong J. Solidification behavior and microstructure of Ti-(37−52) at% Al alloys synthesized in situ via dual-wire electron beam freeform fabrication / Xu J., Zhou Q., Kong J. et al. // Additive Manufacturing. 2021. V. 46. No. 102113.
6. Filippov A.V. Characterization of gradient CuAl–B4C composites additively manufactured using a combination of wire-feed and powder-bed electron beam deposition methods / Filippov A.V., Khoroshko E.S., Shamarin N.N. et al. // Journal of Alloys and Compounds. 2021. V. 859. No. 157824.
7. Lei S. Microstructure and mechanical properties of electron beam freeform fabricated TiB2/Al-Cu composite / Lei S., Li X., Deng Y. et al. // Materials Letters. 2021. V. 277, No. 128273.

REFERENCES

1. DebRoy T. Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties / T. DebRoy, H. L. Wei, J. S. Zuback [et al.] // Progress in Materials Science. 2018. V. 92. P. 112–224.
2. Utyaganova V.R. Characterization of AA7075/AA5356 gradient transition zone in an electron beam wire-feed additive manufactured sample / Utyaganova V.R., Filippov A.V., Tarasov S.Yu. et al. // Materials Characterization. 2020. V. 172. No. 110867.
3. Osipovich K.S. Gradient transition zone structure in “steel–copper” sample produced by double wire-feed electron beam additive manufacturing / Osipovich K.S., Astafurova E.G., Chumaevskii A.V. et al. // Journal of Materials Science. 2020. V. 55 (22). P. 9258-9272.
4. Moskvina V.A. Stabilization of austenitic structure in transition zone of “austenitic stainless steel/NiCr alloy” joint fabricated by wire-feed electron beam melting. / Moskvina V.A., Melnikov E.V., Panchenko M.Y. et al. // Materials Letters. 2021. V. 277. No. 128321.
5. Xu J., Zhou Q., Kong J. Solidification behavior and microstructure of Ti-(37−52) at% Al alloys synthesized in situ via dual-wire electron beam freeform fabrication / Xu J., Zhou Q., Kong J. et al. // Additive Manufacturing. 2021. V. 46. No. 102113.
6. Filippov A.V. Characterization of gradient CuAl–B4C composites additively manufactured using a combination of wire-feed and powder-bed electron

beam deposition methods / Filippov A.V., Khoroshko E.S., Shamarin N.N. et al. // Journal of Alloys and Compounds. 2021. V. 859. No. 157824.
7. Lei S. Microstructure and mechanical properties of electron beam freeform fabricated TiB2/Al-Cu composite / Lei S., Li X., Deng Y. et al. // Materials Letters. 2021. V. 277, No. 128273.

УДК 669-1

Игорь Владиславович Красанов[1*], Никита Юрьевич Юрченко[1], Глеб Андреевич Туричин[1]

[1]Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, г. Санкт-Петербург, Россия

[*]*igor.krasanov.99@mail.ru*

ОСОБЕННОСТИ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ ТУГОПЛАВКОГО КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНОГО СПЛАВА NBTAV ИЗ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ПОРОШКОВ

Прямое лазерное выращивание тугоплавких композиционно-сложных сплавов из элементарных порошков сопряжено с рядом технологических трудностей. В статье представлены результаты исследований структуры и микротвердости сплава NbTaV, полученного в процессе прямого лазерного выращивания. Различие в плотностях элементарных порошков привело к формированию градиентного материала с обогащением нижней части Ta, а верхней – V. Данное изменение химического состава в направлении выращивания вызвало значительный рост микротвердости. Использование дополнительного переплава позволило снизить количество нерасплавленных частиц.

Ключевые слова: тугоплавкие композиционно-сложные сплавы, прямое лазерное выращивание, структура, микротвердость.

Igor V. Krasanov, Nikita Yu. Yurchenko, Gleb A. Turichin

FEATURES OF LASER-BASED DIRECT ENERGY DEPOSITION OF REFRACTORY NBTAV COMPLEX CONCENTRATED ALLOY FROM ELEMENTARY POWDERS

Laser-directed energy deposition of refractory complex concentrated alloys from elemental powders presents several technological challenges. This article exhibits the results of a study on the structure and microhardness of an NbTaV alloy produced via DED-LB. Differences in the densities of the elemental powders led to the formation of a gradient material, with the bottom region enriched in Ta and the top region enriched in V. This variation in chemical composition along the build direction resulted in a substantial increase in microhardness. The application of a remelting strategy helped reduce the number of unmelted particles.

Key words: refractory complex concentrated alloy, laser-based directed energy deposition, structure, microhardness.

© Красанов И. В., Юрченко Н. Ю., Туричин Г. А.

Композиционно-сложные сплавы на основе тугоплавких металлов (ТКССы) обладают уникальным комплексом свойств для экстремальных условий [1], но их внедрению мешают экономические и технологические ограничения. Аддитивные технологии, в частности прямое лазерное выращивание (ПЛВ), рассматриваются как перспективный путь для синтеза таких сплавов [2]. Особую проблему представляет использование смесей элементарных порошков вместо дорогих порошков заданного состава, так как это приводит к химической неоднородности из-за различий в свойствах компонентов [3]. Для решения этой проблемы применяют повторный переплав уже нанесенного слоя, однако его эффективность не универсальна и сильно зависит от состава сплава. В связи с этим было инициировано систематическое исследование синтеза сплава NbTaV из элементарных порошков методом ПЛВ с акцентом на влияние переплавки.

Смесь эквиатомного состава NbTaV была получена из элементарных порошков (Рис. 1).

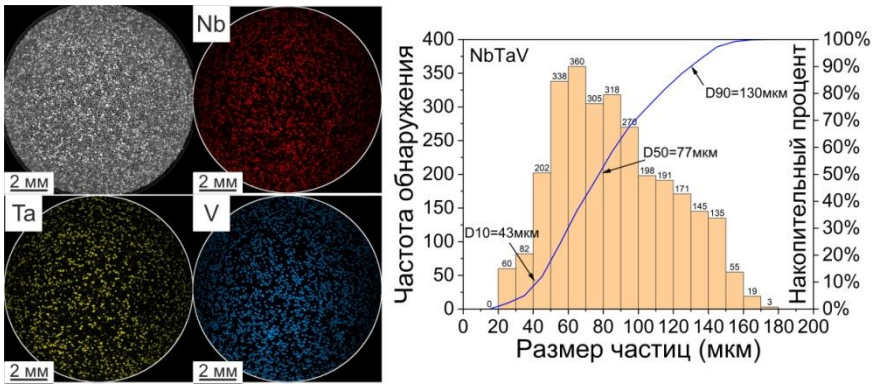


Рис. 1. Анализ исходной смеси порошка NbTaV

Из данной смеси с помощью процесса ПЛВ была синтезирована серия образцов на подложке из Ti с использованием установки для прямого лазерного выращивания (УПЛВ-S ИЛиСТ). Выращивание проводилось в герметичной камере, в атмосфере аргона. Параметры процесса приведены в Таблице 1.

Таблица 1

Параметры процесса ПЛВ

Образец №	1	2	3	4	5	6	7	8
Мощность лазера, Вт	800	1000	800	1000	800	1000	800	1000
Переплав	нет	нет	да	да	нет	нет	да	да
Скорость сканирования, мм/с	10				13			
Скорость подачи порошка, г/мин	27				36			

Структурные исследования, проведенные с использованием оптического (Leica DMI 5000) и сканирующего электронного микроскопа (Tescan Mira 3), оборудованного детекторами для энергодисперсионного (ЭДС) анализа, показали, что все режимы процесса ПЛВ позволяют формировать из смеси NbTaV тонкие стенки с низкой шероховатостью. При этом наименьшая доля нерасплавленных частиц наблюдается при 1000 Вт и скорости сканирования 10 мм/с (образец №2), а также с использованием переплава (образец №4) (Рис. 2а).

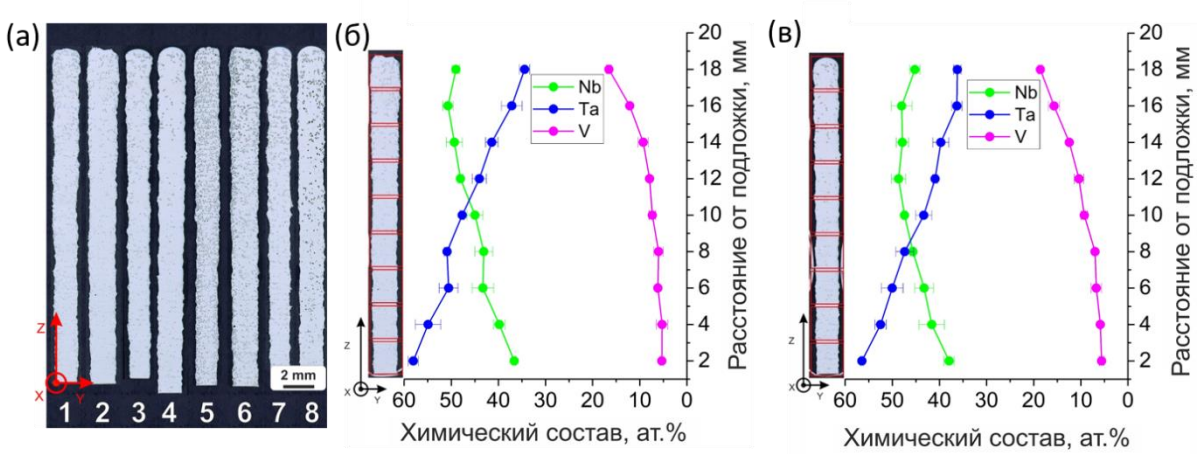


Рис. 2. Анализ сплава NbTaV после ПЛВ: (а) – оптические изображения образцов, полученных по разным режимам; (б, в) – результаты ЭДС анализа образцов без (б) и с (в) переплавом

Детальные исследования распределения элементов вдоль направления выращивания в образцах №2 (без переплава) и №4 (с переплавом) выявили сильные отклонения от номинального эквиатомного состава, с обогащением нижней части Ta, а верхней – V (Рис. 2б, в). Данное обстоятельство было связано с сильно различными плотностями исходных порошков, что приводило к преимущественному использованию тяжелого Ta в начале процесса ПЛВ и последующему потреблению легкого V с увеличением высоты образцов.

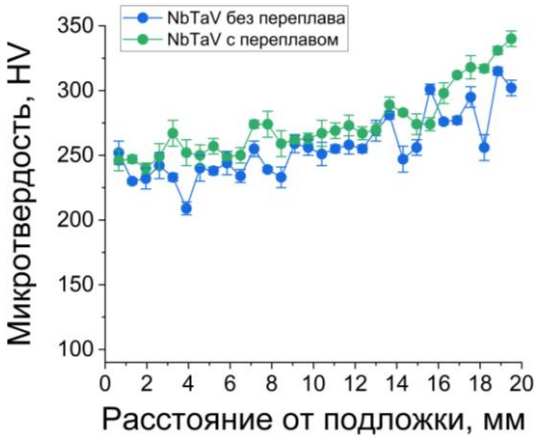


Рис. 3. Профиль микротвердости образцов сплава NbTaV после ПЛВ

Профиль микротвердости в обоих образцах показывал одинаковый восходящий тренд в направлении выращивания. Так, в образце с переплавом твердость возрастала от ~250 до ~340 HV. В среднем этот образец также демонстрировал несколько более высокие значения, а его профиль микротвёрдости был более плавным по сравнению с образцом без переплава, где величина отклонений могла достигать ~60 HV, объясняемое наличием большей доли нерасплавленных частиц. В свою очередь, наблюдаемое изменение микротвердости в обоих образцах могло быть связано с ростом концентрации V, который является эффективным твердорастворным упрочнителем в ТКССах.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда №25-79-30012 (https://rscf.ru/project/25-79-30012/).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Senkov O. N. и др. Development and exploration of refractory high entropy alloys - A review // Journal of Materials Research. Cambridge University Press, 2018. V. 33, № 19. P. 3092–3128. https://doi.org/10.1557/jmr.2018.153.
2. Funch C. V., Proust G. Laser-based additive manufacturing of refractory metals and their alloys: A review // Additive Manufacturing. 2024. V. 94. P. 104464. https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104464.
3. Dobbelstein H. и др. Direct Metal Deposition of Refractory High Entropy Alloy MoNbTaW // Physics Procedia. 2016. V. 83. P. 624–633. https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.065.

REFERENCES

1. Senkov O. N. и др. Development and exploration of refractory high entropy alloys - A review // Journal of Materials Research. Cambridge University Press, 2018. V. 33, № 19. P. 3092–3128. https://doi.org/10.1557/jmr.2018.153.
2. Funch C. V., Proust G. Laser-based additive manufacturing of refractory metals and their alloys: A review // Additive Manufacturing. 2024. V. 94. P. 104464. https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104464.
3. Dobbelstein H. и др. Direct Metal Deposition of Refractory High Entropy Alloy MoNbTaW // Physics Procedia. 2016. V. 83. P. 624–633. https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.065.

УДК 669

Иван Сергеевич Никитин[1], Александр Андреевич Калиненко[1], Павел Дмитриевич Долженко[1], Сергей Игоревич Борисов[1], Иван Сергеевич Зуйко[1], Юлия Игоревна Ткачева[1], Александра Эдуардовна Федосеева[1], Сергей Юрьевич Миронов[1]

[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Российская Федерация

[*]*S-72@mail.ru*

СТРУКТУРА МОДИФИЦИРОВАННОЙ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ ТИПА Р92, ПОЛУЧЕННОЙ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ

Исследована структура модифицированной теплотехнической стали типа Р92, полученной селективным лазерным сплавлением. Выявлено наличие характерной «ячеистой» мезоструктуры, обусловленной особенностями процесса 3D печати. Обнаружено преобладание δ–ферритной фазы, со средним размером зерен, сопоставимым с величиной локальных «ячеек» кристаллизации, а также повышенным содержанием малоугловых границ. Показано формирование специфической трехкомпонентной текстуры кристаллизации <100>, выровненной с направлением печати, а также двумя направлениями сканирования лазера.

Ключевые слова: теплотехнические стали, селективное лазерное сплавление, мезоструктура, микроструктура, кристаллографическая текстура

Ivan S. Nikitin, Alexander A. Kalinenko, Pavel D. Dolzhenko, Sergei I. Borisov, Ivan S. Zuiko, Yulia I. Tkacheva, Alexandra Ed. Fedoseeva, Sergei Yu. Mironov

STRUCTURE OF MODIFIED HEAT-RISISTANT STEEL OF TYPY P92 PRODUCED BY LASER POWDER BED FUSION

The structure of the modified heat-resistant steel of type P92 produced by the laser powder bed fusion (L-PBF) technique was studied. The development of a characteristic „fish-scale“ structure was observed. The microstructure was dominated by δ-ferritic phase, with a mean grain size comparable with the „fish-scale“ size and an increased fraction of low-angle boundaries. The produced material also exhibited a characteristic three-component <100>-fiber texture aligned with the building direction and the laser scanning directions.

© Никитин И. С., Калиненко А. А., Долженко П. Д., Борисов С. И., Зуйко И. С., Ткачева Ю. И., Федосеева А. Э., Миронов С. Ю.

Key words: heat-resistant steels, laser powder bed fusion, meso-scale structure, microstructure, crystallographic texture.

Селективное лазерное сплавление представляет собой разновидность аддитивной технологии, суть которой заключается в последовательном, послойном плавлении порошкового материала посредством лазера с целью получения изделий сложного профиля [1]. Для управления служебными свойствами полученных аддитивных изделий необходимо понимание фундаментальных физических механизмов, контролирующих процессы структурообразования в ходе 3D печати. Теплотехнические стали представляют собой удобный модельный материал для проведения подобного рода исследований. Данная работа посвящена аттестации микроструктуры аддитивных образцов из теплотехнической стали типа P92, полученных посредством селективного лазерного сплавления.

Порошковый материал данной стали был получен в АО «Полема» посредством атомизации в газовой среде. Процесс селективного лазерного сплавления был реализован на 3D принтере ProX DMP 200 с использованием лазерного пучка диметром 78 мкм. Использовался оптимизированный режим печати, который включал в себя мощность лазера 250 Ватт, скорость сканирования 1м/мин, толщину порошкового слоя 30 мкм, шаг сканирования 78 мкм и азотную атмосферу. Стратегия печати заключалась в сканировании лазерного лучка под углом 45° к направлению накатки порошка с последующим разворотом на 90° при переходе от одного слоя к другому. Микроструктурный анализ осуществлялся посредством ориентационной микроскопии (EBSD). Исследования проводились на растровом электронном микроскопе FEI Quanta 600 при ускоряющем напряжении 20 кВ, с использованием программного обеспечения TSL OIM Analysis 8.

Типичные EBSD карты приведены на Рис. 1а-б. В обоих случаях направление печати является вертикальным.

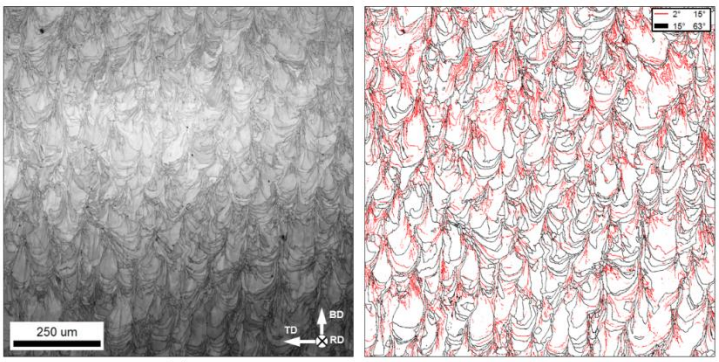


Рис. 1. EBSD карты аддитивного материала: (а) карта «Image quality» и (б) карта, иллюстрирующая распределение малоугловых и большеугловых границ. На рис. (а) BD соответствует направлению печати, RD – направлению движения роллера и TD – поперечному направлению

В материале выявляется типичная «чешуйчатая структура» (Рис. 1а), являющаяся характерной для материалов, полученных селективным лазерным сплавлением. Данная структура образуется в результате локального плавления порошкового материала и его последующей кристаллизации. Данные локальные ячейки кристаллизации можно рассматривать как проявление мезоскопической структуры аддитивного материала. В исследуемом случае типичная ширина локальных ячеек кристаллизации составляла ~100 мкм, т.е. была сопоставима с диаметром лазерного пучка. Типичная глубина этих ячеек также составляла величину порядка 100 мкм и, таким образом, значительно превышала номинальную толщину порошкового слоя (30 мкм). Данный факт может свидетельствовать о том, что аддитивный материал претерпевал несколько циклов плавления и кристаллизации.

В микроструктуре аддитивного материала было выявлено преобладание δ-феррита (Рис. 1б). Следует отметить, что модальный размер зерен этой фазы составлял около 100 мкм (Рис. 2а) и, таким образом, был сопоставим по величине с локальными ячейками кристаллизации. Иными словами, эти ячейки имели строение, близкое к монокристаллическому (Рис. 1б). Также важно отметить повышенное содержание малоугловых границ в δ-феррите (около 45%, Рис. 2а).

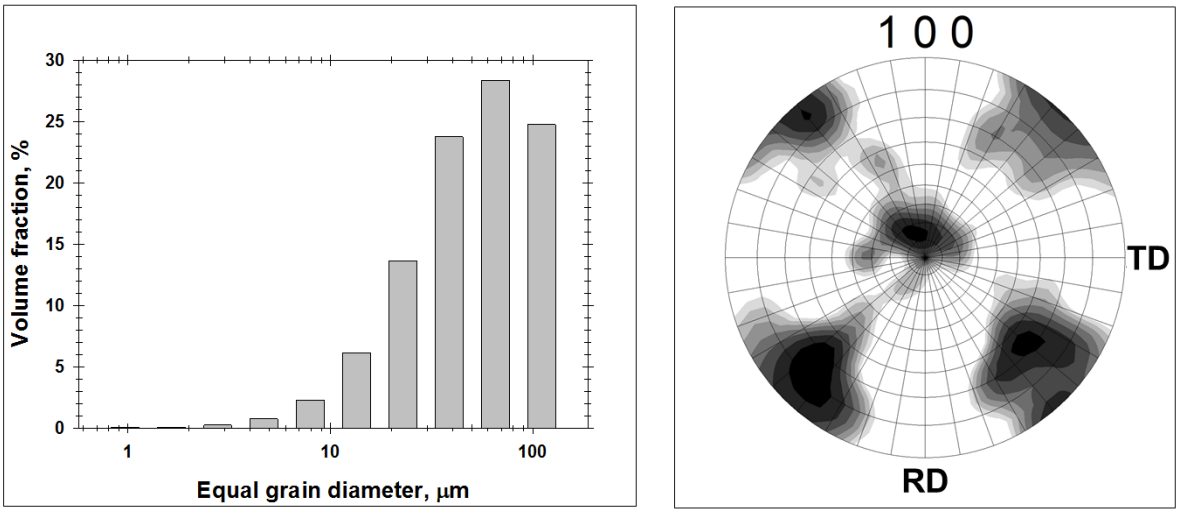


Рис. 2. (а) Распределение ферритных зерен по размерам и (б) прямая полюсная фигура (ППФ) (100), иллюстрирующая текстуру в δ-ферритной фазе. Примечание: На рис. (б) направление печати ориентировано перпендикулярно плоскости ППФ: RD и TD соответствуют направлению движения роллера и поперечному направлению

Для исследования возможности формирования кристаллографической текстуры в ходе 3D печати, EBSD данные были конвертированы в прямую полюсную фигуру (ППФ) (100), представленную на Рис. 2б. Данная ППФ

была построена таким образом, чтобы её плоскость являлась перпендикулярной направлению печати (Рис. 2б).

Как следует из ППФ, в ходе селективного лазерного плавления имело место формирование трехкомпонентной аксиальной текстуры типа <100>. Одна из компонент была ориентирована примерно вдоль направления печати, а две другие располагались в плоскости накатки порошка, под углом приблизительно ±45° к направлению накатки (Рис. 2б). Таким образом, два последних направления были, фактически, выровнены с направлениями сканирования лазера вдоль процесса 3D печати.

В металлах с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой (включая δ-феррит) аксиальная текстура типа <100> считается типичной текстурой кристаллизации, а её направление обычно соответствует оси преимущественного теплоотвода (и, соответственно, кристаллизации). Таким образом, формирование трехкомпонентной текстуры можно трактовать так, что в рассматриваемом случае таких преимущественных направлений кристаллизации было три – одно вдоль направления печати и два – вдоль направления сканирования лазера.

По итогу проведенного исследования были сформулированы следующие выводы:

(1) На мезоскопическом уровне было выявлено формирование типичной «чешуйчатой» структуры, обусловленной локальным характером плавления и последующей кристаллизации порошкового материала в ходе селективного лазерного сплавления. На основании анализа их морфологии было предположено, что аддитивный материал претерпевал несколько циклов плавления и кристаллизации в процессе 3D печати.

(2) Аддитивный материал практически полностью состоял из δ-феррита. Модальный размер зерен был сопоставим с величиной локальных ячеек кристаллизации. Выявлено повышенное содержание малоугловых границ (≈45%) в δ-феррите.

(3) Аддитивный материал характеризовался наличием специфической трехкомпонентной текстуры кристаллизации типа <100>. Одна из компонент была ориентирована примерно вдоль направления печати, а две другие были выровнены с направлением сканирования лазера в ходе 3D печати.

Данное исследование было выполнено в рамках реализации проекта Российского научного фонда (РНФ) № 25-19-00098.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Agarwala M. Selective Laser Sintering of Metals / M. Agarwala, D. Bourell, J. Beaman, H. Marcus, J. Barlow // Rapid Prototyping Journal. 1995, V.1. P. 26-36. https://doi.org/10.1108/13552549510078113

УДК 669

Александр Андреевич Калиненко[1], Иван Сергеевич Никитин[1], Павел Дмитриевич Долженко[1], Сергей Игоревич Борисов[1], Иван Сергеевич Зуйко[1], Юлия Игоревна Ткачева[1], Александра Эдуардовна Федосеева[1], Сергей Юрьевич Миронов[1]

[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Российская Федерация

[*]*S-72@mail.ru*

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОДИФИЦИРОВАННОЙ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ ТИПА Р92, ПОЛУЧЕННОЙ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ

В данной работе исследованы особенности механического поведения модифицированной теплотехнической стали типа Р92, полученной селективным лазерным сплавлением, в ходе испытаний на одноосное растяжение. Показано, что формирование δ-феррита в процессе 3D печати способствует существенному снижению прочности аддитивных образцов по сравнению с «обычным» материалом в закаленном состоянии. Выявлены признаки неоднородного распределения пластической деформации на мезоскопическом структурном уровне аддтивных материалов, в частности, между отдельными локальными ячейками кристаллизации.

Ключевые слова: теплотехнические стали, селективное лазерное сплавление, мезоструктура, микроструктура, прочность

Alexander A. Kalinenko, Ivan S. Nikitin, Pavel D. Dolzhenko, Sergei I. Borisov, Ivan S. Zuiko, Yulia I. Tkacheva, Alexandra Ed. Fedoseeva, Sergei Yu. Mironov

MECHANICAL BEHAVIOR OF THE MODIFIED HEAT-RISISTANT STEEL OF TYPE P92 PRODUCED BY LASER POWDER BED FUSION

The mechanical behavior of the modified heat-resistant steel of type P92 produced by the laser powder bed fusion (L-PBF) technique was studied. It was shown that the formation of δ-ferrite microstructure during 3D printing results in significant material softening. Moreover, the development of the characteristic “fish-scale” structure in the additive material gives rise to an inhomogeneous material flow at the meso-scale structural level.

Key words: heat-resistant steels, laser powder bed fusion, meso-scale structure, microstructure, strength.

© Калиненко А. А., Никитин И. С., Долженко П. Д., Борисов С. И., Зуйко И. С., Ткачева Ю. И., Федосеева А. Э., Миронов С. Ю.

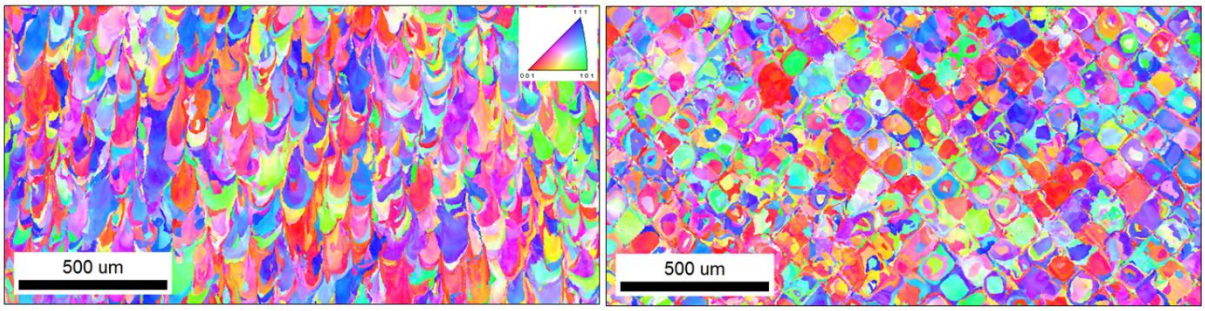
Теплотехнические стали типа P92 считаются перспективным материалом для изготовления элементов паровых турбин нового поколения, способных работать при сверхкритических температурах пара. Таким образом, их применение может способствовать существенному повышению коэффициента полезного действия паровых энергетических установок [1]. Учитывая высокий потенциал этих сталей, представляет интерес исследовать их потенциальную пригодность для 3D печати. Данная работа посвящена аттестации микроструктуры аддитивных образцов из этой стали, полученных посредством селективного лазерного сплавления.

Порошковый материал данной стали был получен в АО «Полема» посредством атомизации в газовой среде. Процесс селективного лазерного сплавления был реализован на 3D принтере ProX DMP 200 при оптимизированном режиме печати, который включал в себя мощность лазера 250 Ватт, скорость сканирования 1м/мин, толщину порошкового слоя 30 мкм, шаг сканирования 78 мкм. Стратегия печати заключалась в движении лазерного лучка под углом ±45^{o} к направлению накатки порошка с последующим разворотом на 90^{o} при переходе от одного слоя к другому. Данный режим обеспечил получение аддитивного материала с уровнем остаточной пористости ≈0,04%. Микроструктурный анализ осуществлялся посредством ориентационной микроскопии (EBSD). Для изучения механического поведения аддитивного материала были проведены механические испытания на одноосное растяжение на образцах с длиной рабочей части 16 мм и площадью поперечного сечения 3×1,5 мм^2. Для последующего изучения поверхностного рельефа, верхняя и нижняя поверхности образцов были подвергнуты механической полировке. Испытания проводились согласно ГОСТ 1497-2023 при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Instron 5882 при постоянной скорости движения траверсы 1 мм/мин.

Типичные EBSD карты, иллюстрирующие микроструктур аддитивного материала в продольном и поперечном сечениях, приведены на Рис. 1а-б. В материале выявляется типичная «чешуйчатая структура», являющаяся характерной для материалов, полученных селективным лазерным сплавлением (Рис. 1а). Данная структура образуется в результате локального плавления порошкового материала и его последующей кристаллизации. Типичная ширина локальных ячеек кристаллизации составляла ~100 мкм, т.е. была сопоставима с диаметром лазерного пучка и/или шагом сканирования. Важно отметить, что форма ячеек в их поперечном сечении (Рис. 1б) воспроизводит специфический «узор» лазерного сканирования, при котором направление движения лазера было ориентировано под углом ±45^{o} к направлению накатки порошка.

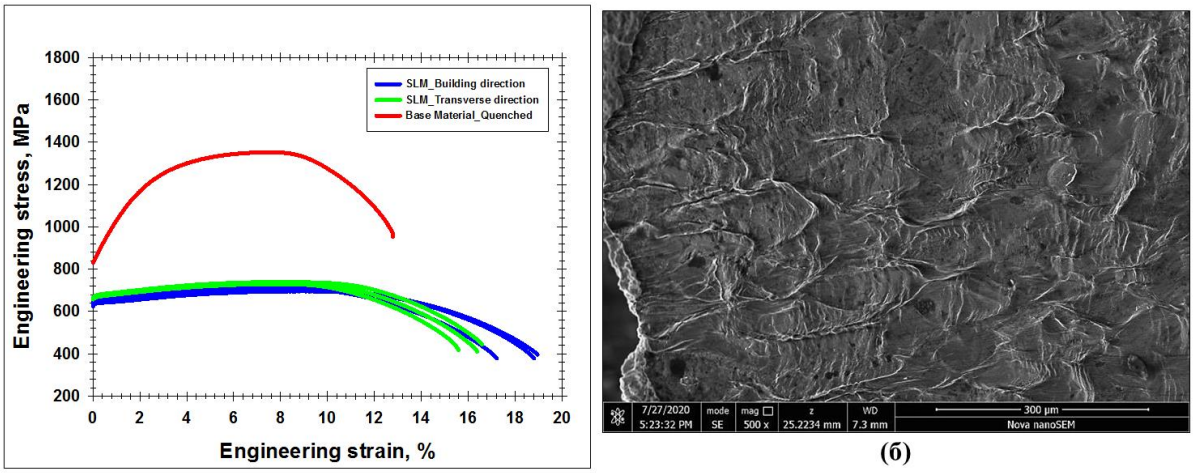
Также важно подчеркнуть, что микроструктура аддитивного материала практически полностью представляла собой δ-феррит, размер

зерен которого был сопоставим с величиной локальных ячеек кристаллизации (Рис. 1).



(а) (б)

Рис. 1. EBSD карты, иллюстрирующие микроструктуру аддтивного материала в сечении (а) вдоль направления печати и (б) поперек направления печати. В обоих случаях пикселы на карте окрашены в соответствии с кристаллографической ориентировкой материала относительно направления печати. На рис. (а) направления печати является вертикальным, на рис. (б) – нормальным к плоскости карты



(а) (б)

Рис. 2. (а) Деформационные диаграммы аддитивного материала и (б) типичный деформационный рельеф, сформировавшийся в ходе испытаний аддитивных образцов, вырезанных перпендикулярно направлению печати. На рис. (б) направление растяжения является горизонтальным, а направление печати – перпендикулярным плоскости микрофотографии

Диаграммы растяжения аддитивного материала представлены на Рис. 2а. Для сравнительных целей также приведена типичная деформационная кривая растяжения «обычного» материала в состоянии после закалки из аустенитной фазы (т.е., с мартенситной структурой). Как следует из графиков, предел текучести аддитивных образцов варьировался от ≈615 до ≈635 МПа и был существенно ниже, чем в «обычном» закаленном материале (≈815 МПа). Принимая во внимание низкое содержание несплошностей в напечатанных образцах, можно предположить, что их

пониженная прочность была связана с формированием в них относительно «мягкой» ферритной фазы вместо мартенситной.

Анализ деформационного рельефа, образовавшегося на полированной поверхности аддитивных образцов, выявил наличие весьма специфических структур. В частности, в образцах, вырезанных поперек направления печати (Рис. 2б), рельеф можно было трактовать как две системы пересекающихся полос, ориентированных под углом примерно ±45° к оси растяжения и под углом ≈90° по отношению друг к другу. Иными словами, по своей морфологии и характерным размерам, элементы структуры деформационного рельефа являлись схожими с локальными ячейками кристаллизации на поперечном сечении аддитивных образцов (сравнение Рис. 2б и 1б). Данный результат можно трактовать как следствие неоднородного распределения деформации между отдельными ячейками, или, фактически, неоднородность деформации на мезоскопическом структурном уровне.

По итогу проведенного исследования были сформулированы следующие выводы:

(1) На мезоскопическом уровне было выявлено формирование типичной «чешуйчатой» структуры, обусловленной локальным характером плавления и последующей кристаллизации порошкового материала в ходе селективного лазерного сплавления.

(2) Прочность даже номинально беспористого аддитивного материала существенно ниже прочности «обычного» материала в состоянии после обработки на закалку. Предположено, что данный эффект обусловлен особенностями микроструктуры аддитивного материала, т.е., преобладания δ-феррита вместо мартенсита.

(3) Выявлены признаки неоднородного распределения пластической деформации между локальными ячейками кристаллизации, т.е. на мезоскопическом структурном уровне аддитивных материалов.

Данное исследование было выполнено в рамках реализации проекта Российского научного фонда (РНФ) № 25-19-00098.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Cerjak H. Influence of microstructural aspects on the service behavior of advanced power plant steel / H. Cerjak, P. Hofer, B. Schaffernak // ISIJ International. 1999. V. 39. № 9. P. 874-888. https://doi.org/10.2355/isijinternational.39.874

УДК 621.791.927.5

Константин Сергеевич Насоновский [1*], Маргарита Викторовна Климова[1], Артем Александрович Воропаев[1], Рудольф Сергеевич Корсмик[1], Алексей Олегович Силкин[1]

[1]Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, г. Санкт-Петербург, Россия

**nasonovskiy.konstantin@gmail.com*

ПОВЫШЕНИЕ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОДУГОВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ СТАЛЕЙ

В статье представлены результаты исследований, направленных на повышение производительности процесса электродугового выращивания из стали. Проведены эксперименты по определению технологического окна параметров процесса. Изготовлены образцы для проведения механических и металлографических исследований. Рассчитана теоретическая производительность процесса при определенных ранее параметрах, произведено сравнение теоретического и экспериментального значений.

Ключевые слова: электродуговое выращивание, производительность процесса, механические свойства, формирование.

Konstantin S. Nasonovskiy, Margarita V. Klimova, Artem A. Voropaev, Rudolf S. Korsmik, Aleksei O. Silkin

IMPROVING THE PRODUCTIVITY OF THE WIRE-ARC ADDITIVE MANUFACTURING (WAAM) PROCESS OF STEEL

The article presents the results of research aimed at increasing the productivity of the electric arc growing process from steel. Experiments have been conducted to determine the technological window of the process parameters. Samples were produced for conducting mechanical and metallographic studies. The theoretical productivity of the process is calculated at previously defined parameters, and a comparison of theoretical and experimental values is performed.

Key words: wire-arc additive manufacturing, process productivity, mechanical properties, shaping.

В настоящее время со стороны промышленности возникает все больше интереса к альтернативным технологиям получения заготовок и деталей в единичном и мелкосерийном производстве. Литейные технологии требуют длительного срока подготовки производства и крайне дорогостоящие при малых сериях. Традиционная же механическая

© Насоновский К. С., Климова М. В., Воропаев А. А., Корсмик Р. С., Силкин А. О.

обработка приводит к образованию большого количества отходов и удорожанию конечного изделия за счет этого. В таких случаях хорошей альтернативой традиционным технологиям является аддитивное производство [1], [2]. В этом случае материал наносится послойно только в нужных местах по заранее подготовленной CAD-модели, что позволяет получать заготовки, близкие по геометрии к конечному изделию. За счет этого можно получать заготовки с минимальным количеством последующей механической обработки в короткие сроки. Одной из перспективных технологий аддитивного производства, уже активно применяемых в промышленности, является электродуговое выращивание. Одним из основных преимуществ данной технологии является высокая производительность процесса [3]. Однако, чтобы в действительности достичь высоких значений данного параметра необходимо провести ряд экспериментальных исследований.

В рамках данной работы были проведены эксперименты по определению технологического окна параметров процесса. Для проведения экспериментов использовался стенд электродугового выращивания на базе робота-манипулятора Yaskawa и сварочного источника Fronius. В качестве присадочного материала использовалась сварочная проволока ESAB OK Autrod 13.14 (аналог Св-08ХГСМФА). Химический состав проволоки представлен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав проволоки ESAB OK Autrod 13.14

Элемент	C	Si	Mn	P	S	C	Ni	Mo	V
Содержание, %	0,09	0,59	1,47	0,020	0,015	1,10	0,11	0,56	0,26

Экспериментальная часть была разделена на несколько этапов. На первом этапе производилась наплавка единичных валиков. При этом варьировались сварочный ток в диапазоне 100-350 А с шагом 50 А и скорость перемещения рабочего инструмента в диапазоне 5-40 мм/с с шагом 5 мм/с. На полученных образцах производились измерения ширины (В) и высоты валика (Н), а также рассчитывалось их отношение Н/В. В качестве оптимального значения отношения было принято Н/В<0,4. На основании полученных результатов были определены 3 области параметров: область отсутствия формирования, область неудовлетворительного угла сопряжения и область стабильного формирования (рабочая область) (рисунок 1).

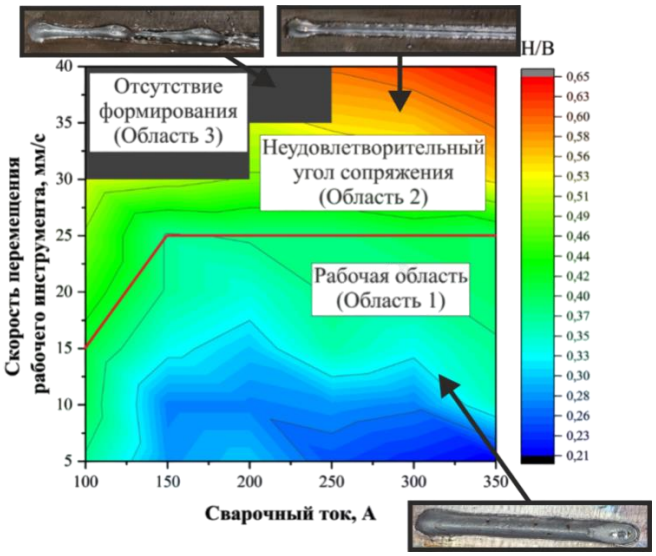
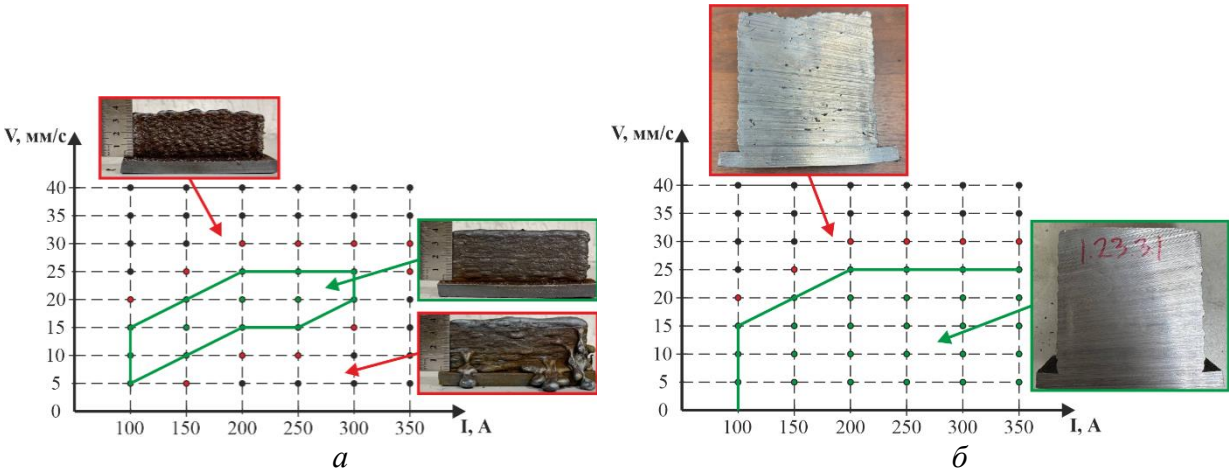


Рис. 1. Диапазон варьирования параметров с разделением на 3 области

Поскольку на режимах с высокой производительностью межслойная температура высокая, что приводит к растеканию жидкого металла, для обеспечения стабильного формирования необходимо ограничивать геометрию образцов введением оконтуривающего прохода. Для этого на выбранный диапазон режимов накладывались ограничения. Данные ограничения определялись на основании экспериментов с выращиванием тонкостенных образцов (толщина образцов – 1 валик в слое). На этих образцах оценивалась стабильность формирования. В качестве критериев стабильности процесса были выбраны наличие/отсутствие натеков на боковой поверхности образца и наличие/отсутствие волнистости на верхней поверхности образца. В результате было получено технологическое окно параметров, в пределах которого возможно получение тонкостенных образцов без дефектов (рисунок 2, а). Для заполняющих проходов подобранный ранее диапазон не ограничивался (рисунок 2, б)



а *б*

Рис. 2. Технологическое окно параметров:
а – для оконтуривающих проходов, *б* – для заполняющих походов

Из данного диапазона было выбрано 4 набора параметров, обеспечивающих различный уровень производительности. Расчет производительности наплавки осуществлялся на основании скорости подачи проволоки. В ходе экспериментов было установлено, что реальная производительность процесса на малогабаритных образцах (90x90x90 мм) для всех режимов примерно равна (1,3-2,0 кг/ч) и для форсированных режимов сильно уступает теоретическим значениям. Это связано с тем, что при высоких значениях подачи проволоки (а, следовательно, при больших значениях сварочного тока) требовались длительные паузы для остывания образца между слоями. При малых токах паузы были минимальными. В результате больший объем подаваемой проволоки не приводил к увеличению производительности процесса. Сравнение производительности наплавки и производительности процесса представлено на рисунке 3.

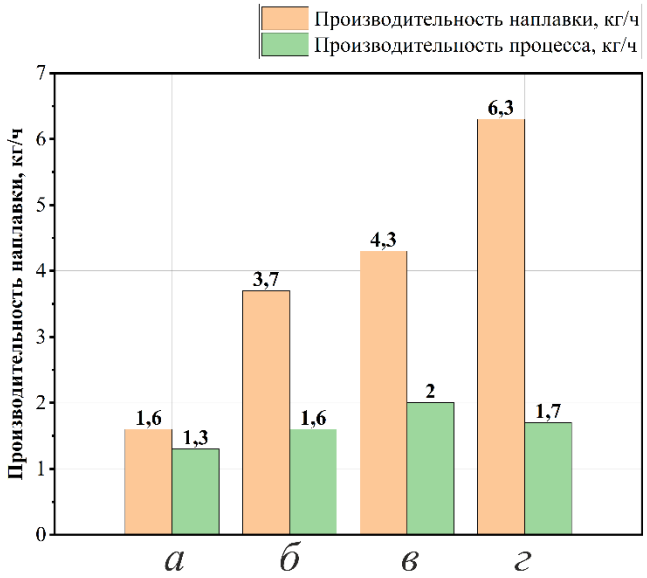


Рис. 3. Сравнение производительности наплавки и производительности процесса *а* – 100 А, 5 мм/с, *б* – 200 А, 25 мм/с, *в* – 250 А, 30 мм/с, *г* – 350 А, 30 мм/с

Далее планируется реализовать процесс выращивания с активным охлаждением, чтобы обеспечить больший теплоотвод и снизить время простоя, что должно позволить приблизиться по производительности к расчетным значениям.

На рисунке 4 представлены результаты механических испытаний для выращенных образцов. Для всех режимов значения предела текучести и предела прочности превосходят стандартные для данного материала, однако наблюдается просадка по пластичности.

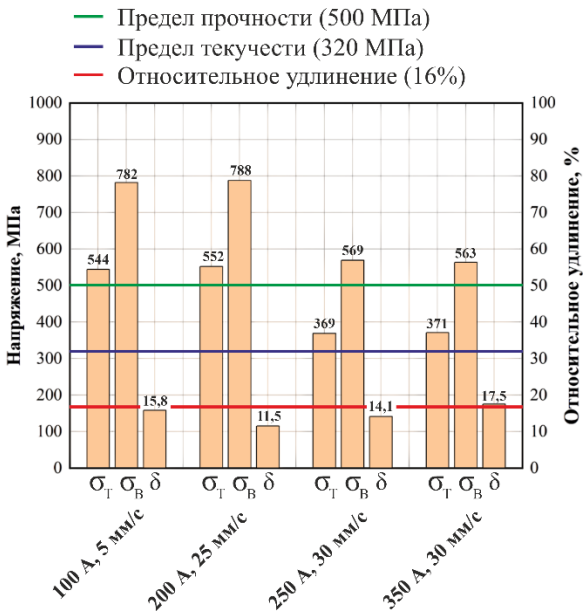


Рис. 4. Результаты механических испытаний

Данная работа была выполнена в рамках проекта РНФ №24-79-10224 «Высокопроизводительное электродуговое выращивание деталей тяжелого машиностроения из низколегированных сталей» (https://rscf.ru/en/project/24-79-10224/).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Alexander Paolini. Additive manufacturing in construction: A review on processes, applications, and digital planning methods / Alexander Paolini, Stefan Kollmannsberger, Ernst Rank // Additive Manufacturing. 2019. №30. https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100894.
2. Leroy Gardner. Metal additive manufacturing in structural engineering – review, advances, opportunities and outlook. Structures. 2023. №47. P. 2178-2193. https://doi.org/10.1016/j.istruc.2022.12.039.
3. Athina Spinasa. Influence of process parameters on the physical and material properties of WAAM steels / Athina Spinasa [и др.] // Construction and Building Materials. 2025. №479. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2025.141078.

REFERENCES

1. Alexander Paolini. Additive manufacturing in construction: A review on processes, applications, and digital planning methods / Alexander Paolini, Stefan Kollmannsberger, Ernst Rank // Additive Manufacturing. 2019. №30. https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100894.
2. Leroy Gardner. Metal additive manufacturing in structural engineering – review, advances, opportunities and outlook. Structures. 2023. №47. P. 2178-2193. https://doi.org/10.1016/j.istruc.2022.12.039.

3. Athina Spinasa. Influence of process parameters on the physical and material properties of WAAM steels / Athina Spinasa [and others// Construction and Building Materials. 2025. №479. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2025.141078.

УДК 669.1

Иван Сергеевич Никитин[1*], Елизавета Андреевна Воропаева[1], Анастасия Олеговна Семенюк[1], Руслан Сергеевич Черниченко[1], Надежда Рузилевна Дудова[1], Александр Андреевич Калиненко[1], Сергей Юрьевич Миронов[1]

[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), г. Белгород, Россия

[*]*nikitin_i_s@mail.ru*

СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ СПЛАВЛЕНИЕ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ

В работе рассмотрены закономерности формирования микроструктуры стали 17-4 PH при селективном лазерном сплавлении (СЛС) в условиях высокой плотности энергии (120 Дж/мм^3). Показано, что в результате СЛС формируется смесь мартенсита аустенита и δ-феррита. Мартенсит являлся преимущественной фазой. Среди мартенситных блоков были равномерно распределены зерна аустенита. Локальные группы столбчатых зерен δ-феррита располагались в бывших ваннах расплава. Обнаружено, что размер локальных ванн расплава в несколько раз превышает толщину наносимого слоя порошка, т.е. протекает несколько циклов расплавления-кристаллизации. Предположено, что большая доля мартенсита (75-90%) формируется в результате термоциклирования сплавленных слоев при многократном расплавлении вышележащих слоев в течение нескольких циклов сканирования.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, высокохромистая сталь, микроструктура, мартенсит, аустенит, δ-феррит, объемная плотность энергии.

Ivan S. Nikitin, Elizaveta A. Voropaeva, Anastasia O. Semenyuk, Ruslan S. Chernichenko, Nadezhda R. Dudova, Alexander A. Kalinenko, Sergey Yu. Mironov

SELECTIVE LASER MELTING OF HIGH-CHROMIUM STEEL

This paper examined the microstructure formation of 17-4 PH steel during selective laser melting (SLM) under high volume energy density (120 J/mm^3). It was shown that SLM resulted in the formation of a mixture of martensite, austenite, and δ-ferrite. Austenite grains were uniformly distributed among the martensite blocks. Localized groups of columnar δ-ferrite grains were located in the former melt pools. It was found that the size of the local molten pools were several times greater than the thickness of the applied powder layer, which

© Никитин И. С., Воропаева Е. А., Семенюк А. О., Черниченко Р. С., Дудова Н. Р., Калиненко А.А., Миронов С. Ю.

indicates multiple melting-crystallization cycles. It has been suggested that a large fraction of martensite (75-90%) was formed as a result of thermal cycling of the fused layers with repeated remelting of the overlying layers over several scanning cycles.

Key words: selective laser melting, high-chromium steel, microstructure, martensite, austenite, δ-ferrite, volumetric energy density.

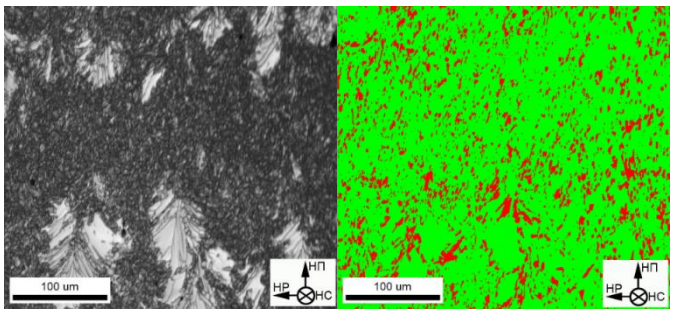
Селективное лазерное сплавление (СЛС) является перспективной технологией получения сложных деталей с высокой размерной точностью. Перспективной выглядит идея получения с помощью такой технологии лопаток из высокохромистых сталей. Как известно, они обладают достаточно высокой коррозионной стойкостью [1] и жаропрочностью [1]. Первоочередной задачей при СЛС является получение деталей с малой пористостью. При этом материаловеды сталкиваются с вопросом формирующейся микроструктуры. При экстремальных скоростях охлаждения и систематическом термоциклировании, которые свойственны для СЛС, в высокохромистых сталях могут формироваться различные типы микроструктур, включающие мартенсит, аустенит, δ-феррит, и их различные сочетания. Предполагается, что многие из таких сочетаний являются «экзотическими», т.е. ранее недостижимыми при использовании стандартных методов литья, термической или деформационно-термической обработки. Получение подобных «экзотических» микроструктур может позволить обнаружить новые нетипичные сочетания механических свойств в высокохромистых сталях. В рамках данной работы интерес авторов обращен на особенности формирования микроструктуры при СЛС в высокохромистой стали в условиях относительно высокой объемной плотности энергии (120 Дж/мм^3), в то время как подавляющее число работ представляет результаты для величин 60-80 Дж/мм^3.

Цель работы – выявить особенности формирования микроструктуры стали 17-4 PH в ходе селективного лазерного сплавления при высокой объемной плотности энергии.

СЛС осуществлялось с помощью 3D-принтера ProX DMP 200 machine при мощности лазера 180 Вт, скорости сканирования 1000 мм/с, шага сканирования 50 мкм и толщине слоя 30 мкм, обеспечивающих объемную плотность энергии 120 Дж/мм^3. Образец (10×10×20 мм^3) формировался вертикально с использованием параллельной стратегии с поворотом после каждого сканирования на 90°. Печать осуществлялась в атмосфере азота. Анализ микроструктуры осуществлялся методом EBSD анализа с использованием микроскопа FEI Quanta 600 FEG и последующим анализом в программном обеспечении TSL OIM Analysis 7. Микроструктура была проанализирована в верхней части, середине и нижней части образца.

Осуществление СЛС при высокой объемной плотности энергии привело к формированию сложной микроструктуры, включающей ОЦК и ГЦК фазы (Рис. 1).

Среди ОЦК фазы наблюдались зерна с существенно разным индексом качества изображения (IQ) и различной морфологией. Зерна с высоким IQ представляли собой δ-феррит, имеющий низкую дефектность, а зерна с низким IQ представляли мартенсит с высокой плотностью кристаллических дефектов. Разделение зерен по IQ и типу кристаллической решетки показало, что микроструктура представлена тремя составляющими: мартенсит, аустенит и δ-феррит.



(а) *(б)*

Рис. 1. Микроструктура в центре образца, полученная методом EBSD: (а) карта качества изображения (Image quality) и (б) карта фазового состава. Красным цветом обозначена ГЦК фаза, зеленым - ОЦК фаза. Обозначения НП, НС и НР соответствуют направлению печати, направлению сканирования лазера и направлению движения роллера соответственно

Анализ микроструктуры в различных зонах напечатанного образца показал, что в процессе печати микроструктура не изменяется и представлена преимущественно мартенситом с размером блоков от 0,25 до 10 мкм (75-88%), а также аустенитом (8-14%) и δ-ферритом (4-11%).

Аустенит (Рис. 1. б) был распределен однородно, располагаясь в виде обособленных зерен преимущественно в местах скопления мартенсита, однако редкие крупные зерна находились между зернами δ-феррита. Учитывая тот факт, что в стали 17-4 PH в закаленном состоянии микроструктура представлена преимущественно мартенситом, можно полагать, что аустенит в данном случает является метастабильной фазой.

Зерна δ-феррита имели металлографическую текстуру с вытягиванием зерен вдоль направления построения или направления движения роллера, либо промежуточного положения. Столбчатый вид зерен указывает на то, что в этих направлениях происходил интенсивный теплоотвод. В местах присутствия δ-феррита прослеживаются бывшие локальные ванны расплава. Глубина ванн составляла 50-150 мкм. Наблюдаемое превышение глубины ванн в 2-5 раз над толщиной наносимого слоя порошка указывает на то, что материал претерпевал от 2 до 5 переплавов при каждом сканировании.

Как известно [2], исследуемая сталь кристаллизуется через δ-феррит с последующим его диффузионным превращением в аустенит и последующим сдвиговым превращением в мартенсит. Процесс СЛС при низких объемных плотностях энергии приводит к формированию преимущественно δ-феррита [2], что связано с экстремально быстрым охлаждением расплава и подавлением его диффузионного превращения в аустенит. С другой стороны, как следует из результатов данного исследования, высокая объемная энергия печати интенсифицирует процесс термоциклирования и, таким образом, способствует протеканию каскада превращений δ-феррит→Аустенит→Мартенсит, что позволяет получить высокую долю мартенсита.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выявлены следующие особенности формирования микроструктуры при СЛС мартенситной стали с высокой плотностью энергии:

1) В процессе каждого цикла СЛС сплавленные ранее слои претерпевают от 2 до 5 переплавов, что приводит к термоциклированию нижележащих слоев.

2) Микроструктура напечатанного образца не изменяется вдоль направления построения и представлена 75-88% мартенсита, 8-14% остаточного аустенита и 4-11% δ-феррита – процесс печати при данных параметрах позволяет получить стабильную микроструктуру всего образца.

3) Формируется преимущественно мартенситная микроструктура с включением зерен остаточного аустенита и обособленными участками δ-феррита. Аустенит распределен преимущественно однородно среди кристаллов мартенсита, однако редкие крупные зерна могут располагаться между зернами δ-феррита. Зерна δ-феррита располагаются в бывших ваннах расплава и имеют металлографическую текстуру с вытягиванием вдоль направления построения или направления движения роллера, либо в промежуточном положении.

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10342, https://rscf.ru/project/25-79-10342/», с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Abe F. Creep-resistant steels / F. Abe, T. U. Kern, R. Viswanathan, N.Y.: Elsevier, 2008, 678 p.
2. Vysotskiy I. Crystallographic aspects of 17–4 PH martensitic steel produced by laser-powder bed fusion / Vysotskiy I [et al.] // Materials Characterization, 2022. V. 194, P. 112405. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112405.

УДК 621.521, 538.951

Ксения Сергеевна Осипович[1*], Евгений Алексеевич Сидоров[1], Сергей Юрьевич Никонов[1], Андрей Валерьевич Чумаевский[1], Евгений Александрович Колубаев[1]

[1]Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия

[*]*osipovich_k@ispms.ru*

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕДНЫХ И ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

В работе исследовано влияние направления приложения усилия по отношению к интерфейсу между разнородными материалами на механические свойства аддитивно выращенных образцов композиционных материалов на основе медных (БрАМц9-2 и М1) и железных (09Г2С и 12Х18Н9Т) сплавов. Проведены испытания на растяжение и анализ анизотропии свойств в зоне интерфейса. Для оценки качества соединения и прочностных характеристик были испытаны на растяжение образцы двух типов: ортогональные и продольные. Механические характеристики образцов композиционных материалов системы 09Г2С-БрАМц9-2 выше, чем в образцах системы 12Х19Н9Т-М1 вне зависимости от направления приложения усилия. Установлено, что в ортогональных образцах разрушение инициируется в менее прочном сегменте из медного сплава. В продольных образцах разрушение определяется особенностями структуры межзеренных границ.

Ключевые слова: механические свойства, микротвердость, медные сплавы, железные сплавы, композиционные материалы, интерфейс, проволочная электронно-лучевая аддитивная технология.

Kseniya S. Osipovich, Evgeny A. Sidorov, Sergey Yu. Nikonov, Andrey V. Chumaevskii, Evgeny A. Kolubaev

MECHANICAL PROPERTIES OF COMPOSITE MATERIAL SPECIMENS BASED ON COPPER AND IRON ALLOYS PRODUCED VIA WIRE-FEED ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURING

This study investigates the influence of tensile loading direction relative to the interface between dissimilar materials on the mechanical properties of additively manufactured composite specimens based on copper (CuAl9Mn2 and C11000) and iron (13Mn6 and SS321) alloys. Tensile tests and anisotropy analysis were performed in the interface region. To evaluate joint quality and

© Осипович К. С, Сидоров Е. А., Никонов С. Ю., Чумаевский А. В., Колубаев Е. А.

strength characteristics, two types of specimens were tested: with the tensile axis oriented perpendicular and parallel to the interface between the dissimilar materials. It was found that in transverse (orthogonal) specimens, fracture initiates in the weaker copper-alloy segment. In longitudinal specimens, a double neck forms across the interface, and failure is governed by the specific features of grain boundary structure.

Key words: mechanical properties, microhardness, copper alloys, ferrous alloy, interface, wire-feed electron beam additive manufacturing.

Аддитивные процессы являются продуктивными и точными по сравнению со традиционными методами производства композитов, широко используемыми в различных отраслях промышленности [1]. При изготовлении композиционных материалов следует учитывать различия в физических и химических свойствах используемых разнородных материалов. Значительные отличия, например, в значениях коэффициента теплового расширения и теплопроводности неизбежно вызывает большую деформацию и остаточные напряжения, что может приводить к образованию трещин при кристаллизации материала. Независимо от метода получения биметаллических заготовок сталь-медь, получение широкой переходной зоны без пор и трещин на границе раздела медь/сталь с относительно однородной микроструктурой и плавно изменяющимися механическими свойствами является нетривиальной задачей в аддитивном производстве. В работе [2], опираясь на распределение элементов, зона с высоким содержанием железа была сосредоточена преимущественно в центре, а зона с высоким содержанием меди была распределена по периферии и снизу. Трещины были обнаружены в основном в железо-медном твердом растворе в центре расплава. Rankouhi и др. [3] применили компьютерное моделирование на основе распределения Гаусса для прогнозирования соответствующих параметров процесса, необходимых для изготовления композиционного градиентного мультмиметаллического материала 316L-Cu. Были определены подходящие параметры процесса для изготовление композиционного материала из нескольких компонентов 316L-Cu. Аддитивные способы открывают недостижимые ранее возможности проектирования и конструирования готовых изделий различного назначения, на основе недоступных ранее высококачественных полиметаллических материалов, мультиметаллических композиций, имеющих переменный структурно-фазовый состав и обеспечивающих градиенты свойств в объеме изготавливаемого изделия, что может определять совершенно новую комбинацию характеристик готовых изделий.

Образцы композиционных материалов на основе медных и железных сплавов были получены на экспериментальной электронно-лучевой установке для производства проволоки [4]. В качестве железных сплавов

использовали проволоки диаметром 1,0 мм из нержавеющей стали 12Х18Н10Т и конструкционной низколегированной стали 09Г2С, в качестве медных сплавов использовали проволоки диаметром 1.2 мм технически чистой меди марки М1 и безоловянной бронзы БрАМц9-2. При формировании резкого интерфейса производилась остановка нанесения одного материала перед нанесением другого материала. Для изучения механических свойств из выращенных вертикальных стенок вырезались образцы в форме двойных лопаток с линейными размерами рабочей части 2.5 × 2.1 × 12.00 мм. Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине УТС 110М-100 1-У со скоростью 1 мм/мин при комнатной температуре методом одноосного статического растяжения.

Для определения качества соединения разнородных материалов и установление механических характеристик образцов композиционных материалов на основе железных и медных сплавов двойные лопатки были вырезаны в разных направлениях: ортогональные – ось растяжения перпендикулярно резкому интерфейсу; продольные – ось растяжения совпадает с резкой границы интерфейса. Электронно-лучевым аддитивным способом были созданы композиционные материалы на основе медных и железных сплавов с широким спектром механических характеристик (Таблица 1). Механические характеристики образцов композиционных материалов системы 09Г2С-БрАМц9-2 превышают механические характеристики образцов композиционных материалов системы 12Х19Н9Т-М1 вне зависимости от направления приложения усилия.

Таблица 1

Характеристики механических свойств образцов композиционных материалов на основе медных и железных сплавов

Материал	Направление приложения усилия	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	ε, %
09Г2С-БрАМц9-2	Ортогональные	214 ± 7	371 ± 7	31 ± 2
	Продольные	302 ± 7	478 ± 7	24 ± 2
12Х18Н9Т-М1	Ортогональные	170 ± 7	255 ± 7	20 ± 2
	Продольные	183 ± 7	299 ± 7	19 ± 2

В случае ортогональных образцов образование шейки и дальнейший разрыв происходил по менее прочному материалу из пары в образце – медному сплаву. Прочностные характеристики близки к значениям прочностных характеристик медного сплава, однако величина деформации меньше. Уменьшение пластичности связано с наличием частиц первичной капельной фаркции железного сплава. Что касается продольных образцов, то в этом случае формируется двойная шейка через резкий интерфейс.

Механизм разрушения в данных условиях в значительной мере связан со свойствами границ зерен, отличающимися от свойств в объеме зерен.

Результаты получены в рамках проекта Российского Научного Фонда № 24-72-00118.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. DebRoy T. Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties / T. DebRoy, H. L. Wei, J. S. Zuback [et al.] // Progress in Materials Science. 2018. V. 92. P. 112–224.
2. Jie C. Single and multiple track formation mechanism of laser powder bed fusion 316L/CuSn10 multi-material / C. Jie, Y. Yongqiang, B. Yuchao [et al.] // Materials Characterization. 2021.
3. Rankouhi B. Compositional grading of a 316L-Cu multi-material part using machine learning for the determination of selective laser melting process parameters / B. Rankouhi, S. Jahani, F. E. Pfefferkorn [et al.] // Additive Manufacturing. 2021.
4. Условия изготовления биметаллических образцов на основе железных и медных сплавов методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства / К. С. Осипович, Е. А. Сидоров, А. В. Чумаевский [и др.] // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2025. Т. 27, № 3. С. 186–198.

REFERENCES

1. DebRoy T. Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties / T. DebRoy, H. L. Wei, J. S. Zuback [et al.] // Progress in Materials Science. 2018. V. 92. P. 112–224.
2. Jie C. Single and multiple track formation mechanism of laser powder bed fusion 316L/CuSn10 multi-material / C. Jie, Y. Yongqiang, B. Yuchao [et al.] // Materials Characterization. 2021.
3. Rankouhi B. Compositional grading of a 316L-Cu multi-material part using machine learning for the determination of selective laser melting process parameters / B. Rankouhi, S. Jahani, F. E. Pfefferkorn [et al.] // Additive Manufacturing. 2021.
4. Osipovich K. O. Manufacturing conditions of bimetallic specimens based on iron and copper alloys by wire-feed electron beam manufacturing / K. O. Osipovich, E. A. Sidorov, A. V. Chumaevskii [et al.] // Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science. 2025. V. 27, № 3. P. 186–198.

УДК 669.715

Юлия Юрьевна Понкратова[1*], Ксения Олеговна Базалеева[1], Иван Игоревич Бинков[2], Сергей Алексеевич Кунавин[3], Кирилл Алексеевич Николаев[1], Евгения Александровна Наумова[4]

[1]Российский университет дружбы народов, г. Москва, Россия

[2]Московский государственный технический университет имени Н. Э. Баумана, г. Москва, Россия

[3]Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения, г. Королёв, Россия

[4]Национальный исследовательский технологический университет «Московский институт стали и сплавов», г. Москва, Россия

[*]*ponkratova_yuyu@pfur.ru*

ОБОСНОВАНИЕ ВЫБОРА РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ СНЯТИЯ МАКРОНАПРЯЖЕНИЙ ОБРАЗЦОВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА AL-CE-FE-NI-ZR ПОСЛЕ СЛП

В образцах алюминиевого сплава Al-Ce-Fe-Ni-Zr после СЛП присутствуют растягивающие термические напряжения <250 МПа. Макронапряжения зависят от режима СЛП, а именно, возрастают с увеличением скорости лазера. Макронапряжения меняются по высоте образца: максимальные действуют в верхнем слое толщиной 0,5 мм. После снятия образцов с подложки профиль напряжений меняется: растягивающие действуют в верхней и нижней части образца, сжимающие – в середине. Оптимальный режим термической обработки для данного сплава, обеспечивающий уменьшение термических напряжений без снижения микротвердости – отжиг при 350 °С в течение 2 часов.

Ключевые слова: селективное лазерное плавление, алюминиевые сплавы, жаропрочность, термические напряжения, отжиг, аддитивные технологии, редкоземельные металлы.

Yuliya Yu. Ponkratova, Kseniya O. Bazaleeva, Ivan I. Binkov, Sergei A. Kunavin, Kirill A. Nikolaev

JUSTIFICATION OF THE CHOICE OF THERMAL TREATMENT MODES FOR REMOVING MACROSTRESSES FROM AL-CE-FE-NI-ZR ALUMINIUM ALLOY SAMPLES PRODUCED BY SLM

Tensile thermal stresses <250 MPa are present in Al-Ce-Fe-Ni-Zr aluminum alloy samples after SLM. Macrostresses depend on the SLM mode, specifically, they increase with increasing laser speed. Macrostresses vary along the sample's height: the maximum occurs in the upper 0.5 mm thick layer. After removing the samples from the platform, the stress profile changes: tensile

© Понкратова Ю. Ю., Базалеева К. О., Бинков И. И., Кунавин С. А., Николаев К. А., Наумова Е. А.

stresses act at the top and bottom of the sample, and compressive stresses act in the middle. The optimal stress relief heat treatment for this alloy, produced by SLM, is annealing at 350°C for 2 hours.

Key words: selective laser melting, aluminum alloys, heat resistance, thermal stresses, annealing, additive technologies, and rare-earth metals.

Для измерения термических напряжений методом селективного лазерного плавления (СЛП) были получены цилиндрические образцы при P=375 Вт, и различных V = 700, 1100, 1700 мм/с. Траектория печати – шахматная, угол вращения – 67°. Измерение проводилось на образцах на подложке, поверхность была предварительно отшлифована, налкепанный слой удален с помощью электролитической полировки.

Порошок, использованный для печати, имел фракцию 5 – 60 мкм. Химический состав, определенный методом волнодисперсионной спектрометрии и восстановительного сжигания, привиден в таблице 1.

Таблица 1

Элементный состав порошка алюминиевого сплава

Элемент	Al	Fe	Ce	Ni	Zr	Mn	Si	O	N	C
Концентрация, мас.%	86.6	5.8	5.5	1.1	0.7	0.2	0.1	0.05	0.02	0.01

Увеличение скорости сканирования способствует увеличению макронапряжений (рис. 1). Для образцов, полученных при максимальных скоростях сканирования V=1700 мм/с, термические напряжения составляют 100 – 260 МПа. При минимальных скоростях уровень термических напряжений составляет 40 – 130 МПа. При промежуточных скоростях V=1100 мм/с напряжения имеют промежуточное значение 45 – 185 МПа.

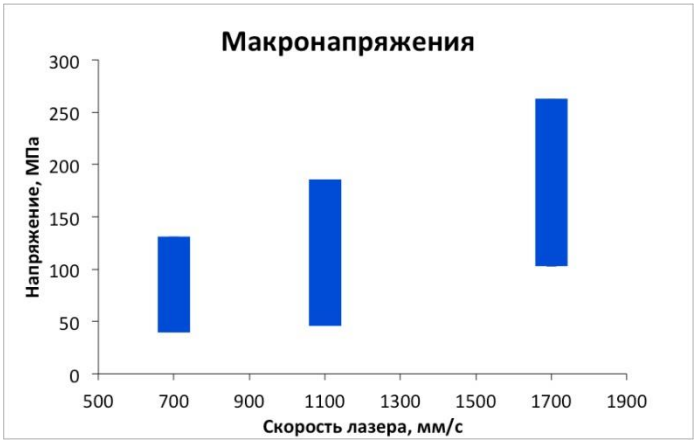


Рис. 1. Зависимость термических напряжений от режима СЛП

Вероятно, такая зависимость может быть объяснена различием в условиях нагрева и охлаждения при различных скоростях сканирования. Увеличение скорости движения лазера способствует увеличению скорости охлаждения материала, приводящей к большему искажению решетки. При этом при увеличении скорости сканирования уже закристаллизовавшимся слоям материала передается меньше тепла от расплавленных слоев порошкового материала. Таким образом, термические напряжения снимаются менее эффективно.

Значения макронапряжений меняются по высоте образца (рис. 2). Вблизи подложки они минимальны и почти равны нулю. На поверхности образца макронапряжения максимальны. После снятия с подложки напряжения частично снимаются и составляют <100 МПа.

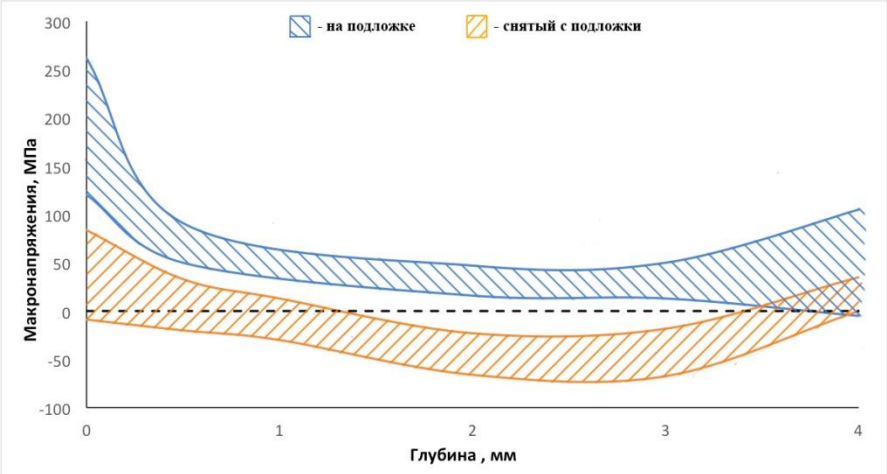
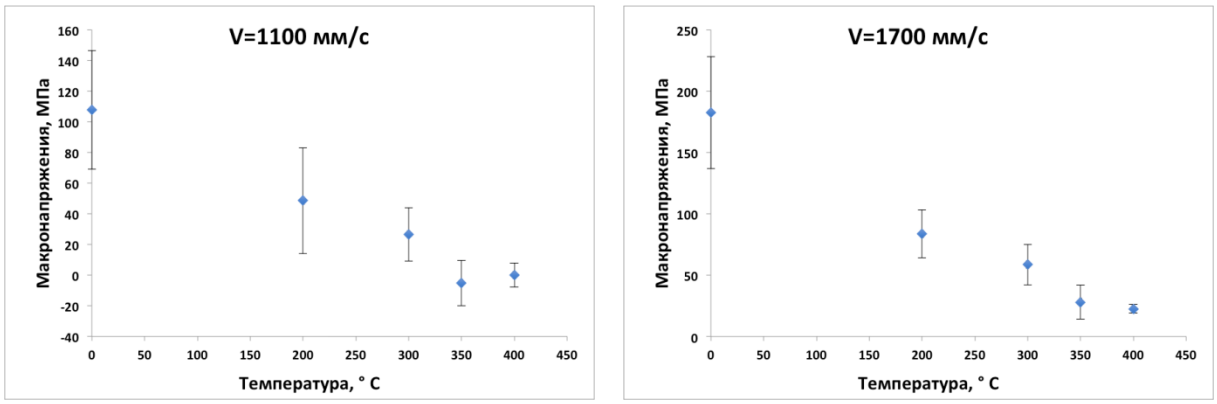


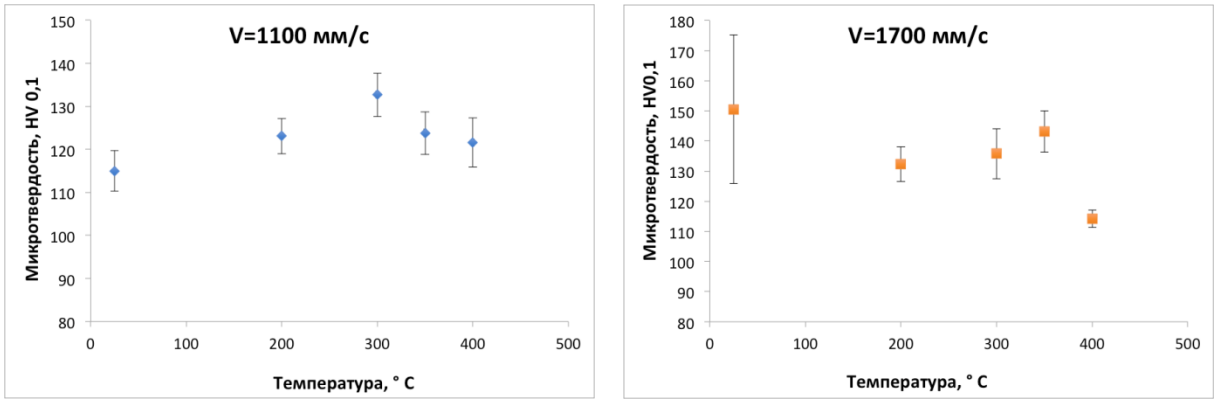
Рис. 2. Зависимость макронапряжений от высоты образца

Измерение макронапряжений после отжига в течение 2 ч при 200, 300, 350 и 400 °С показало, что наиболее эффективны отжиги при 350 – 400 °С (рис.3). После такой термообработки напряжения в образце, полученном при V=1100 мм/с вышли на нулевой уровень. В образцах, полученных при V=1700 мм/с напряжения составляли 28±14 и 22±4 МПа соответственно. В образце, полученном при V=1100 мм/с, отжиг не оказывал существенного влияния на микротвердость. В образце, полученном при V=1700 мм/с после отжига при 400 °С в течение 2 ч наблюдалось снижение микротвердости со 150±20 HV до 114±3 HV (рис. 4). Таким образом, оптимальный режим термической обработки для снятия макронапряжений: 350 °С в течение 2 ч.



а) б)

Рис. 3. Зависимость макронапряжений от температуры отжига



а) б)

Рис. 4. Зависимость микротвердости от температуры отжига

УДК 669.295:621.785

Дарья Эйнуллаевна Сафарова[1*], Ксения Олеговна Базалеева[1], Константин Дмитриевич Шашин[1,2], Юлия Александровна Будкина[1]

[1]Российский университет дружбы народов им. Патриса Лумумбы, г. Москва, Россия

[2]Московский государственный технический университет имени Н. Э. Баумана, г. Москва, Россия

[*]*safarova_de@pfur.ru*

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВА ВТ23, ПОЛУЧЕННОГО ПРЯМЫМ ЛАЗЕРНЫМ ВЫРАЩИВАНИЕМ

В работе исследовано влияние температурного отжига (300-900 °C) на структурно-фазовое состояние и микротвердость титанового сплава ВТ23, полученного методом прямого лазерного выращивания. Методами оптической металлографии и рентгенофазового анализа установлено, что в исходном состоянии материал имеет неоднородную микроструктуру с зонами межслоевых полос и термического влияния, а его фазовый состав представлен α- и β-фазами.

Показано, что микротвердость сплава существенно изменяется в зависимости от температуры отжига, демонстрируя три характерных участка: снижение до ~470 HV при отжиге до 500 °C, связанное с релаксацией напряжений и распадом метастабильных фаз; стабилизацию в интервале 500-700 °C вследствие завершения рекристаллизации; и последующий рост до 530-540 HV выше 700 °C, обусловленный фазовыми превращениями и дисперсионным упрочнением.

Ключевые слова: аддитивные технологии, прямое лазерное выращивание, титановые сплавы, термическая обработка, отжиг.

Daria E. Safarova, Ksenia O. Bazaleeva, Konstantin D. Shashin, Yulia A. Budkina

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE STABILITY OF VT23 ALLOY OBTAINED BY DIRECT LASER GROWTH

The study investigates the influence of temperature annealing (300-900 °C) on the structural and phase state and microhardness of the VT23 titanium alloy, produced by the direct laser deposition method. Optical metallography and X-ray phase analysis methods established that in the initial state the material has a heterogeneous microstructure with zones of interlayer bands and thermal influence, and its phase composition consists of α- and β-phases.

© Сафарова Д. Э., Базалеева К. О., Шашин К. Д., Будкина Ю. А.

It is shown that the microhardness of the alloy significantly changes depending on the annealing temperature, demonstrating three characteristic regions: a decrease to approximately 470 HV during annealing up to 500 °C, associated with stress relaxation and the decomposition of metastable phases; stabilization in the range of 500-700 °C due to the completion of recrystallization; and a subsequent increase to 530-540 HV above 700 °C, caused by phase transformations and dispersion strengthening.

Key words: additive manufacturing, direct laser deposition, titanium alloys, heat treatment, annealing.

Благодаря комплексу свойств, таких как высокая удельная прочность, коррозионная стойкость и жаропрочность, титановые сплавы нашли широкое применение в авиакосмической технике [1]. Несмотря на это, их распространение ограничивается двумя основными факторами: высокой стоимостью и сложностью обработки традиционными методами [1-2]. В качестве решения этих проблем рассматривается аддитивное производство, включающее такие процессы, как селективное лазерное плавление и прямое лазерное выращивание.

Исследования демонстрируют, что в процессе лазерного выращивания формируется неоднородная микроструктура, представленная крупными колонными β-зернами вблизи подложки и более равноосными зернами в верхней части [2]. Многократное тепловое воздействие при послойной наплавке обуславливает образование зон с разной морфологией α- и β-фаз и появление межслойных полос. Хотя последующая термообработка способствует оптимизации структуры, снижению напряжений и улучшению механических характеристик, такие дефекты, как пористость, непроплавы и остаточные напряжения, продолжают негативно влиять на усталостную прочность [2].

Перспективным материалом для использования в аддитивных технологиях считается сплав ВТ23 – универсальный конструкционный материал для авиакосмических систем, применяемый в несущих элементах и баках высокого давления [3]. Его преимущества включают высокую прочность, вязкость разрушения и хорошую технологичность (свариваемость, обрабатываемость давлением). Важно, что благодаря образованию α″-мартенситной фазы сплав ВТ23 сохраняет удовлетворительные свойства даже без окончательной термообработки, что усиливает его потенциал для аддитивного производства [3].

Отличительной особенностью сплава ВТ23 после ПЛВ является необходимость адаптации режимов термообработки с учётом микроструктурных особенностей, образующихся из-за быстрого охлаждения и высоких температур плавления при лазерном воздействии [4-6]. Влияние термической обработки на стабильность β-фазы после ПЛВ пока недостаточно исследовано, однако известно, что классические

режимы отжига и термообработки позволяют устранять внутренние напряжения, улучшать однородность структуры и восстанавливать прочностные характеристики материала.

Целью данной работой являлось выявление зависимости структурно-фазового состояния от температуры отжига титанового сплава, полученного аддитивным производством.

Исследовательские образцы вырезались из заготовки (100 х 100 х 50 мм), напечатанной прямым лазерным выращиванием на установке InssTek MX-Grande (P = 1100 Вт, V = 1 м/мин, перекрытие между единичными треками – 0.7 от ширины трека). Отжиг образцов производился в температурном режиме 300-900 °C с шагом 100 °C в среде аргона.

Исследование микроструктуры проводили на металлографическом микроскопе Olympus GX-51. Структуру выявляли химическим травлением в водном растворе, содержащем 3 мл HF, 15 мл HNO_3 и 82 мл H_2O.

Микротвердость определяли по методу Виккерса на микротвердомере Pruftechnik KB50 SR. Использовали нагрузку 1,9 Н (200 г); относительная погрешность измерений составляла не более 10%.

Дифракционные эксперименты проводили на дифрактометре D8 Advance (Bruker) в режиме Брэгга-Брентано с использованием Cu-Kα-излучения. Дифрактограммы снимали в интервале углов 2θ 30°-100° с шагом 0,07° и временем счета 2 с/точку. Образцы вращались в процессе съемки со скоростью 60 об/мин. Для проведения РФА образцы предварительно подвергали электрополировке на установке Struers LectroPol-5 в электролите A2 в течение 15 минут при напряжении 10 В.

Результаты оптической металлографии показали, что в структуре присутствуют не только характерные для аддитивного производства межслоевые полосы, но и более широкие полосы термического влияния. Эти зоны характеризуются иным оптическим контрастом и присутствуют в перекрытии двух последовательно наплавленных слоев. Термическое воздействие, которое происходит при такой схеме печати, приводит к перекристаллизации, что объясняет различие в травимости структурных составляющих.

Методом рентгенофазового анализа установлено, что полученный материал имеет характерный состав представленный α- и β-фазами, однако при термической обработки происходит перераспределение фаз. Также установлено изменение параметров решетки α- и β-фаз.

сплава значимо изменяется в зависимости от температуры отжига, что указывает на активное протекание структурных превращений.

В область низкотемпературного отжига (до 500 °C) микротвердость демонстрирует значительное снижение с примерно 510-520 HV до минимального значения (~470 HV). Это, вероятно, связано с процессами возврата, снятием внутренних напряжений, коагуляцией и частичным распадом метастабильных фаз, унаследованных от быстрого охлаждения

после лазерного выращивания. Выше 500 °C микротвердость остается относительно стабильной на минимальном уровне или показывает слабый рост. Этот "плато" может соответствовать завершению основных рекристаллизационных процессов и установлению равновесной структуры. Выше 700°C наблюдается интенсивный рост микротвердости до значений около 530-540 HV. Данный эффект может быть обусловлен фазовыми превращениями, ростом зерна или упрочнением за счет растворения. Для достижения максимальной твердости целесообразно применять высокотемпературный отжиг (выше 700°C), в то время как для снижения твердости оптимален отжиг в диапазоне 500-700°C.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Dutta B., Froes F.H. The Additive Manufacturing (AM) of Titanium Alloys // Metal Powder Report. – 2017. – Vol. 72, № 2. – P. 96–106.
2. Liu Z., He B., Lyu T., Zou Y. A Review on Additive Manufacturing of Titanium Alloys for Aerospace Applications: Directed Energy Deposition and Beyond Ti-6Al-4V // JOM. – 2021. – Vol. 73, № 6. – P. 1804–1826.
3. Khorev A.I. Development of Structural Titanium Alloys for Components and Sections in Aerospace Technology // Welding International. – 2010. – Vol. 24, № 10. – P. 790–798.
4. Дзунович Д. А. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства сварных крупногабаритных полуфабрикатов из титанового сплава ВТ23 // Журнал ВИАМ. 2018. № 3. С. 45-52.
5. Веселова В. Е. Повышение трещиностойкости титанового сплава ВТ23 при различных режимах термической обработки: дис. кандидата техн. наук: 05.16.07 / ПГТУ. 2024. 180 с.
6. Ляховицкий М. М. Экспериментальное исследование термической обработки титана и сплавов // Теплофизика высоких температур. 2013. Т. 51, № 1. С. 45-52.

REFERENCES

1. Dutta B., Froes F.H. The Additive Manufacturing (AM) of Titanium Alloys // Metal Powder Report. – 2017. – Vol. 72, № 2. – P. 96–106.
2. Liu Z., He B., Lyu T., Zou Y. A Review on Additive Manufacturing of Titanium Alloys for Aerospace Applications: Directed Energy Deposition and Beyond Ti-6Al-4V // JOM. – 2021. – Vol. 73, № 6. – P. 1804–1826.
3. Khorev A.I. Development of Structural Titanium Alloys for Components and Sections in Aerospace Technology // Welding International. – 2010. – Vol. 24, № 10. – P. 790–798.
4. Dzunovich D. A. Influence of heat treatment modes on the structure and properties of large welded semifinished products made of titanium alloy VT23 // Journal of VIAM. 2018. No. 3. Pp. 45-52.

5. Veselova V. E. Improvement of crack resistance of titanium alloy VT23 under various heat treatment modes: PhD thesis in technical sciences: 05.16.07 / Perm State Technical University. 2024. 180 p.
6. Lyakhovitsky M. M. Experimental study of heat treatment of titanium and its alloys // High Temperature Thermal Physics. 2013. Vol. 51, No. 1. Pp. 45-52.

УДК 669.1

Анастасия Олеговна Семенюк[1], Елизавета Андреевна Воропаева[1], Руслан Сергеевич Черниченко[1], Надежда Рузилевна Дудова[1], Александр Андреевич Калиненко[1], Сергей Юрьевич Миронов[1], Иван Сергеевич Никитин[1]

[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), г. Белгород, Россия

[*]*semenyuk@bsuedu.ru*

СУБСТРУКТУРА ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ, СФОРМИРОВАННАЯ ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ СПЛАВЛЕНИИ

В работе были рассмотрены некоторые особенности формирования субструктуры в высокохромистой стали 17-4 PH, полученной методом селективного лазерного сплавления. Установлено, что в процессе селективного лазерного сплавления сформировалась смешанная микроструктура с преобладающим мартенситом, аустенитом и δ-ферритом. Анализ разориентировок границ показал, что сформированная микроструктура содержит до ~40% (в мартенсите), ~50% (в аустените) и ~50% (в δ-феррите) малоугловых границ (2-15°). Это указывает на преимущественно дислокационное происхождение до половины границ. Обсуждается природа возникновения субграниц в мартенсите, аустените и δ-феррите в исследованной стали.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, высокохромистая сталь, микроструктура, мартенсит, аустенит, δ-феррит, объемная плотность энергии, субструктура, разориентировки границ.

Anastasia O. Semenyuk, Elizaveta A. Voropaeva, Ruslan S. Chernichenko, Nadezhda R. Dudova, Alexander A. Kalinenko, Sergey Yu. Mironov, Ivan S. Nikitin

SUBSTRUCTURE IN HIGH-CHROMIUM STEEL PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTING

This work examined some features of the substructure formation in a high-chromium steel 17-4 PH during selective laser melting (SLM). It was established that SLM resulted in a complex microstructure including the predominant martensitic phase intermixed with austenite and δ-ferrite.An analysis of boundary misorientations revealed that the resulting microstructure comprises up to ~40% (in martensite), ~50% (in austenite), and ~50% (in δ-ferrite) low-angle boundaries (2-15°). This indicates the dislocation nature of the

© Семенюк А. О., Воропаева Е. А., Черниченко Р. С., Дудова Н. Р., Калиненко А. А., Миронов С. Ю., Никитин И. С.

origin of up to half of the boundaries. The nature of subboundary formation in martensite, austenite, and δ-ferrite of the studied steel is discussed.

Key words: selective laser melting, high-chromium steel, microstructure, martensite, austenite, δ-ferrite, volumetric energy density, substructure, boundary misorientations.

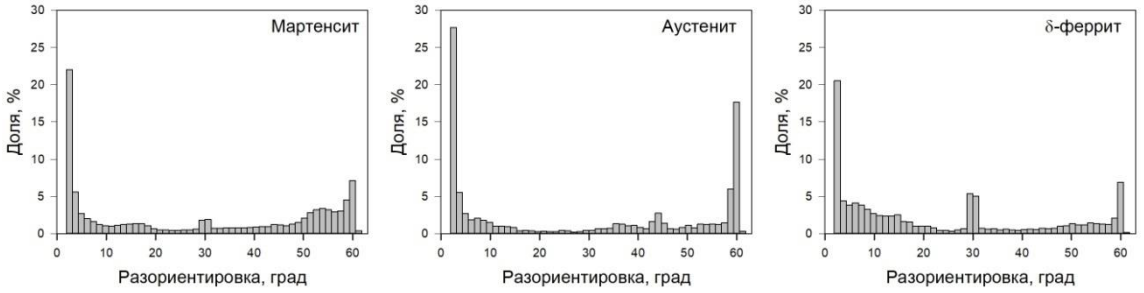
Аддитивное производство, включая 3D-печать, является многообещающим методом создания сложных деталей из легированных сталей. В данной работе рассматривается селективное лазерное сплавление (СЛС), как одна из наиболее перспективных технологий 3D-печати. Высокие скорости охлаждения и систематическое термоциклирование в процессе СЛС приводят к формированию развитой субструктуры в конечной детали. Если в отношении однофазных материалов, таких как аустенитные стали, подобный вопрос рассматривался [1, 2], то для высокохромистых мартенситных сталей подобный анализ не проводился. В процессе 3D-печати высокохромистых сталей может происходить формирование различных сочетаний микроструктур. Ступенчатый характер фазовых превращений (δ-феррит→аустенит→мартенсит) в сочетании с вариациями режимов получения может привести к формированию как смеси фаз с различной кристаллической структурой (объёмно-центрированная и гранецентрированная кубическая), так и микроструктур с различной морфологией и внутренней субструктурой с одним типом решетки (например, мартенсит и δ-феррит). Учитывая тот факт, что СЛС является неравновесным процессом (возможно термоциклирование, разная скорость охлаждения и пр.), важно понимать, как режимы получения влияют на формирование иерархии микроструктуры (зерна, субструктура, дислокационная структура и т.д.).

Цель работы – выявить особенности формирования субструктуры высокохромистой стали в ходе селективного лазерного сплавления.

В качестве материала была взята высокохромистая сталь 17-4 PH. Образец стали размерами 10×10×20 мм^3 был получен методом СЛС с использованием принтера ProX DMP 200 machine в атмосфере N_2 при следующих параметрах: мощность лазера 180 Вт, скорость сканирования 1000 мм/с, шаг сканирования 50 мкм, толщина слоя 30 мкм и объемная плотность энергии 120 Дж/мм^3. Была использована параллельная стратегия сканирования с поворотом при каждом сканировании на 90°. Для анализа микроструктуры был задействован метод EBSD анализа с использованием растрового электронного микроскопа FEI Quanta 600 FEG. Особое внимание было уделено исследованию субзёренной структуры в диапазоне углов от 2° до 15°.

Микроструктура в центре образца после печати представляла собой смесь 81% мартенсита, 12% аустенита и 7% δ-феррита. Распределения углов разориентировки (рис. 1) для всех микроструктурных составляющих

характеризуются наличием максимума вблизи 2,5° и шлейфа малоугловых границ (МУГ) до 15°, последующего провала интенсивностей и пика меньшей интенсивности на углах вблизи 60°. Распределение углов для δ-феррита характеризуется наличием дополнительного максимума вблизи 30°.



(а) *(б)* *(в)*

Рис. 1. Гистограммы распределения угловых разориентировок в центре образца, полученные методом EBSD: (а) мартенсита (б) аустенита и (в) δ-феррита

В области малых углов 2-5° для всех микроструктурных составляющих не наблюдается селекции по осям разориентировок (сочетание угловой и осевой разориентировок), что, вероятно, связано с невысокой точностью метода EBSD при определении осей вращения (±5°). Поэтому данный эффект в работе рассматриваться не будет. Для углов 5-15° уже наблюдаются различия для разных составляющих, что указывает на то, что природа формирования субструктур для мартенсита, аустенита и δ-феррита различна.

В мартенсите на долю границ от 2° до 15° приходится ~40% от всех границ. Распределение осевых разориентировок для мартенсита характеризуется тяготением максимумов к осям <001> и <101>. Учитывая сдвиговой характер мартенситного превращения, можно полагать, что оно контролируется одним из известных ориентационных соотношений (ОС) аустенит-мартенсит. С этой точки зрения, часть МУГ в данном интервале углов может относиться к границам вариантов блоков. Согласно ОС Курдюмова-Закса сочетание 10,53° <011> имеет вариант V4 (для пары с V1), а для случая промежуточного между ОС Курдюмова-Закса и Нишиямы-Вассермана возможно сочетание 5,26°<110>. Таким образом, тяготение к полюсу оси <101> может косвенно указывать на то, что превращение из аустенита в мартенсит контролируется либо ОС Курдюмова-Закса либо смешанным ОС. Сгущение интенсивности вблизи полюса <001> на данный момент не совсем понятно. Вероятно, эта часть МУГ относится к границам реек.

В аустените на долю границ от 2 до 15° приходится ≈50% от всех границ. Распределение разориентировок для аустенита характеризуется тяготением максимумов к осям <001>, <101> и <111>, с наибольшей интенсивностью вблизи <111>. Наличие закономерности в распределении

осей разориентировок может косвенно свидетельствовать о том, что фазовое превращение из δ-феррита в аустенит управлялось каким-то ориентационным соотношением. Данная гипотеза, впрочем, нуждается в экспериментальной проверке.

В δ-феррите на долю границ от 2 до 15° приходится ≈50% от всех границ. Распределение разориентировок для δ-феррита характеризуется сгущением интенсивности вблизи осей <001> и <101>. Преимущественное тяготение осей разориентации МУГ к полюсу <001> может быть связано с образованием типичной аксиальной {hkl}<100> текстуры кристаллизации в δ-феррите. С другой стороны, формирование кластера возле <101> не понятно и требует дальнейших исследований.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Были обнаружены некоторые особенности формирования субструктуры высокохромистой стали в ходе СЛС:

1) Количество субграниц в мартенсите достигает ~40%, часть из которых представляет собой границы мартенситных вариантов с осевой разориентировкой <011>, а остальные, вероятно, относятся к реечным границам.

2) В аустените доля субграниц достигает ~50%. Они характеризуются осевыми разориентировками <001>, <101> и <111> с преобладанием <111>. Предположено, что выявленная закономерность свидетельствует о наличии ориентационного отношения между δ-ферритом и аустенитом.

3) Доля субграниц в δ-феррите достигает ~50%, осевая разориентировка значительной части которых близка к <001> и <101>.

«Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10342, https://rscf.ru/project/25-79-10342/», с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

REFERENCES

1. Abbasi Z. On the substructure development and continuous recrystallization in the course of selective laser melting of 316L stainless steel / Z. Abbasi, H. R.Abedi // Iranian Journal of Materials Forming, 2023, V. 10, № 1, P. 61-69. https://doi.org/10.22099/IJMF.2023.47020.1255.
2. Dolzhenko P. Grain boundary assembly in a 316 L steel produced by selective laser melting and annealing / P. Dolzhenko [et al.] // Materials Characterization, 2023, V. 206, P. 113434. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113434.

СЕКЦИЯ 2

Композиционные и порошковые материалы

УДК 666.653.2

Михаил Юрьевич Агафонов*, Александр Андреевич Миллер, Роман Рафаэлович Хабиров[1]

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

**agafonov.2020@stud.nstu.ru*

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАРГАНЕЦ-ЦИНКОВЫХ ФЕРРИТОВ

В данной работе приведены результаты исследований влияния соотношения исходных оксидов на средний размер зерен, максимальную магнитную индукцию B_m, начальную магнитную проницаемость $\mu_н$ и её температурную зависимость марганец-цинковых ферритов. Экспериментально установлено, что снижение соотношения α-Fe_2O_3/MnO приводит к смещению температурного максимума $\mu_н$ с 9 до 100 °C. Снижение размера зерен на 2,2 мкм привело к снижению $\mu_н$ на 2,3 %. Повышение максимума $\mu_н$ на 12 % происходит при повышении соотношения α-Fe_2O_3/ZnO с 3,77 до 4,97. Повышение концентрации α-Fe_2O_3 на 2,3 мол. % привело к росту B_m с 413 до 521 мТл из-за более плотной структуры.

Ключевые слова: оксид железа, оксид цинка, оксид марганца, начальная магнитная проницаемость, максимальная магнитная индукция.

Mikhail Yu. Agafonov, Alexander A. Miller, Roman R. Khabirov

INFLUENCE OF THE CHEMICAL COMPOSITION ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF MANGANESE-ZINC FERRITES

This paper presents the results of a study on the influence of the initial oxide ratio on the average grain size, maximum magnetic induction B_m, initial magnetic permeability μ_i, and its temperature dependence in manganese-zinc ferrites. It was experimentally established that a decrease in the α-Fe_2O_3/MnO ratio leads to a shift of the temperature maximum of μ_i from 9 to 100 °C. A decrease in grain size by 2.2 μm led to a decrease in μ_i by 2.3 %. An increase in the maximum μ_i by 12 % occurs when the α-Fe_2O_3/ZnO ratio increases from 3.77 to 4.97. An increase in the α-Fe_2O_3 concentration by 2.3 mol. % led to an increase in B_m from 413 to 521 mT due to a denser structure.

Keywords: iron oxide, zinc oxide, manganese oxide, initial magnetic permeability, maximum magnetic induction.

Марганец-цинковые ферриты применяются в силовой электронике для изготовления магнитопроводов трансформаторов и других

© Агафонов М.Ю., Миллер А.А., Хабиров Р.Р.

электрических устройств [1]. Одним из ключевых факторов, определяющих магнитные свойства Mn-Zn ферритов, является соотношение α-Fe_2O_3, MnO, ZnO [2]. Химический состав оказывает влияние на рост зерен при спекании, пористость и структурно чувствительные свойства – магнитную проницаемость, максимальную магнитную индукцию.

Одной из проблем получения ферритов является сложность выбора соотношения исходных оксидов, в связи с неоднозначным и взаимным влиянием химического состава на магнитные свойства получаемого материала. Целью данной работы является изучение влияния химического состава на структуру и магнитные свойства Mn-Zn ферритов.

Содержание исходных оксидов в смеси в мол. % для α-Fe_2O_3 варьировалось от 53,3 до 55,6, для MnO от 32,55 до 34,9 для ZnO от 10,09 до 14,15. Материал получали по следующей технологии: мокрый помол, сушка, отжиг, мокрый помол, грануляция, одноосное прессование и спекание. Спекание материала производили при 1300°C в среде с контролируемым парциальным давлением кислорода.

Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Z1. Измерение индуктивности проводили на кольцевых сердечниках с изоляционным покрытием и проводящим медным контуром с применением анализатора импеданса TH2840B. На основании полученных данных рассчитывали начальную магнитную проницаемость $\mu_н$ по ГОСТ 12635-67 [3]. Для измерения петель гистерезиса добавляли второй проводящий медный контур и проводили измерения на B-H анализаторе DX-2012SA. Измерения максимальной магнитной индукции B_m проводили при напряженности магнитного поля 1200 А/м и частоте перемагничивания 10 кГц. Плотность ρ измеряли методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 24409-80 [4].

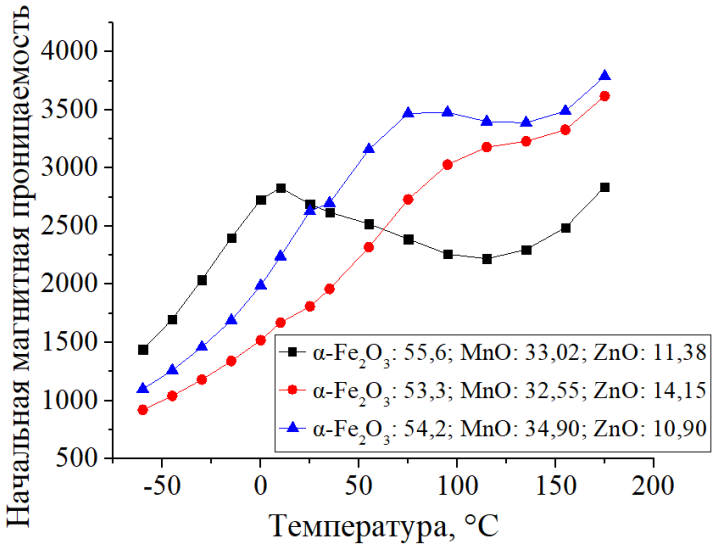


Рис. Температурная зависимость начальной магнитной проницаемости образцов

Экспериментально установлено, что размер зерен и соотношение α-Fe_2O_3/MnO оказало влияние на величину $\mu_н$ [5]. Так, среди исследованных составов, 3 серия характеризуется меньшими $\mu_н$ при температуре вторичного максимума магнитной проницаемости (T_{spm}), что связано с снижением размера зёрен относительно составов 1 и 2. При этом снижение соотношения α-Fe_2O_3/MnO с 1,68 до 1,63 приводит к росту T_{spm} с 9 до 100 °C.

Полученные результаты согласуются с литературными данными. Согласно данным работы [5] при уменьшении содержания MnO максимум $\mu_н$ смещается в область высоких температур, повышение содержания α-Fe_2O_3, наоборот, смещает его в сторону низких температур. Изменения положения максимума связаны с влиянием химического состава на температурную зависимость константы магнитной анизотропии Mn-Zn ферритов [1]. С увеличением размера зёрен увеличивается подвижность доменных стенок, что приводит к росту $\mu_н$ в образцах серий 1, 2. Увеличение $\mu_н$ на 12 % для состава 2, по сравнению с составом 1, несмотря на меньший размер зерен связано с увеличением соотношения α-Fe_2O_3/ZnO. Подобное влияние описано авторами работы [1].

Среди исследованных составов на величину B_m доминирующее влияние оказывает ρ. Так рост ρ на 0,23 г/см^3 способствует увеличению B_m на 118 мТл.

Результаты измерения структуры и магнитных свойств полученных материалов представлены в таблице.

Таблица

Структура и магнитные свойства исследованных составов

Состав	$\mu_н$ при T_{spm} и 10 кГц	ρ, г/см^3	Средний размер зерен, мкм	B_m, мТл
1 (α-Fe2O3: 53,3; MnO: 32,55; ZnO: 14,15)	3080±100	4,54±0,02	8,6±2,8	413
2 (α-Fe2O3: 54,2; MnO: 34,9; ZnO: 10,9)	3450±60	4,71±0,03	5,9±2,5	500
3 (α-Fe2O3: 55,6; MnO: 33,02; ZnO: 11,38)	2790±10	4,77±0,01	3,7±2,3	521

По результатам проведенных исследований установлено, что снижение соотношения α-Fe_2O_3/MnO с смещает температурный максимум $\mu_н$ с 9 до 100 °C, а увеличение соотношения α-Fe_2O_3/ZnO повышает величину $\mu_н$ на 12 %. Увеличение α-Fe_2O_3 на 2,3 мол.% позволяет повысить ρ на 0,23 г/см^3.

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов" НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Журавлев Г.И. Химия и технология ферритов: учебное пособие / Г.И. Журавлев. – Л.: Химия, 1970. – 192 с.
2. Chen Z. The latest research progress on MnZn ferrite and their applications / Z. Chen [et al.] // Open Ceramics. – 2025. – Vol. 21. – Art. 100732. https://doi.org/10.1016/j.oceram.2024.100732.
3. ГОСТ 12635-67. Материалы магнитномягкие высокочастотные. Методы испытаний в диапазоне частот от 10 кГц до 1 МГц. М.: Издательство стандартов, 1967. 39 с.
4. ГОСТ 24409-80 Материалы керамические электротехнические. Методы испытаний (с Изменениями N 1, 2, 3, 4). Электротехника. Изоляторы. Часть 2: Сб. ГОСТов. - М.: Стандартинформ, 2005.
5. Шольц Н. Н. Ферриты для радиочастот / Н. Н. Шольц, К. А. Пискарев. М.: Энергия, 1966. 259 с.

REFERENCES

1. Zhuravlev G. I. Chemistry and Technology of Ferrites: Textbook / G. I. Zhuravlev. L.: Khimiya, 1970. 192 p.
2. Chen Z. The latest research progress on MnZn ferrite and their applications / Z. Chen [et al.] // Open Ceramics. 2025 Vol. 21 Art. 100732. https://doi.org/10.1016/j.oceram.2024.100732.
3. GOST 12635-67. High-frequency soft magnetic materials. Test methods in the frequency range from 10 kHz to 1 MHz. M.: Publishing House of Standards, 1967. 39 p.
4. GOST 24409-80. Electrical ceramic materials. Test methods (with Amendments No. 1, 2, 3, 4). Electrical Engineering. Insulators. Part 2: Collection of GOSTs. - M.: Standartinform, 2005.
5. Sholtz N. N. Ferrites for Radio Frequencies / N. N. Sholtz, K. A. Piskarev. M.: Energiya, 1966. 259 p.

УДК 666.9-129

***Кристина Александровна Антропова*[1*]**

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*] *E-mail: antropova.2017@stud.nstu.ru*

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ НА СВОЙСТВА АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ С ЦЕРИЙСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКОЙ

В работе рассмотрена керамика состава Al_2O_3-$CeAl_{11}O_{18}$, полученные методом электроискрового спекания. Изменение температуры спекания и времени выдержки не оказали значительного влияния на уровень плотности (не менее 99 %) и пористости (не более 1 %) материалов. Температура спекания оказывает значительное влияние на параметры твердости и трещиностойкости. Максимальный уровень твердости (1934 ± 20 HV_2) и трещиностойкости (4,81 ± 0,04 МПа·м$^{1/2}$) характерны для материала, спеченного при 1400 °С с выдержкой 20 минут.

Ключевые слова: оксид алюминия, гексаалюминат, электроискровое спекание, твердофазный синтез, твердость, пористость.

Kristina A. Antropova

EFFECT OF SPARK PLASMA SINTERING MODES ON THE PROPERTIES OF ALUMINA CERAMICS WITH A CERIUM-CONTAINING ADDITIVE

In this work, ceramics of the composition Al_2O_3-$CeAl_{11}O_{18}$ obtained by spark plasma sintering are considered. Changes in sintering temperature and dwell time have no significant effect on density (at least 99%) and porosity (no more than 1%). The sintering temperature has a significant effect on the hardness and fracture toughness. Maximum hardness (1934 ± 20 HV_2) and fracture toughness (4.81 ± 0.04 MPa·m$^{1/2}$) were achieved for a material that was sintered at 1400 °C for 20 minutes.

Key words: alumina, hexaaluminate, spark plasma sintering (SPS), solid-state synthesis, hardness, porosity.

Изделия из керамических материалов на основе оксида алюминия (α-Al_2O_3) применяются во многих областях промышленности благодаря сочетанию высокого комплекса механических характеристик с различными функциональными характеристиками, что обеспечивает применение этих материалов, например, для изготовления режущих инструментов, эндопротезов и т.д. [1-3]. Уровень трещиностойкости Al_2O_3-керамик не высок и его повышение является актуальной задачей, в связи с

© Антропова К. А.

чем активно исследуются различные композиции на основе Al_2O_3. Перспективное направление работ в этом направлении связанно с гексаалюминатами щелочных и щелочноземельных металлов (часто используемые формулы $MeAl_{11}O_{18}$, $MeAl_{12}O_{19}$). Сообщается, что добавка способствует сдерживанию роста зерен Al_2O_3 и повышению трещиностойкости, при этом может приводить к росту пористости и снижению твердости [4,5]. Также известным подходом для получения мелкозернистой, плотной керамики – спекание электроискровым методом, что связано с прикладываемым давлением, высокой скоростью нагрева, малым временем выдержки. Влияние режимов электроискрового спекания (SPS) на свойства различных композиций на основе Al_2O_3 отражено во многих работах [3, 5, 6]. Этот вопрос рассмотрен и для материалов системы Al_2O_3-CeO_2. С точки зрения формирования гексаалюмината церия ($CeAl_{11}O_{18}$) достоинством метода SPS также является восстановительная атмосфера в камере спекания, обеспечивающая восстановление Ce^{4+} до Ce^{3+} и взаимодействие с Al_2O_3 [4]. В данной работе рассмотрено влияние температуры и времени выдержки при электроискровом спекании на фазовый состав и физико-механические характеристики алюмооксидной керамики с церийсодержащей добавкой.

Исходными материалами являлись порошок α-Al_2O_3 и нитрат церия ($Ce(NO_3)_3 \cdot 6H_2O$). Подготовлены 50-ти % водные суспензии, добавку вводили в виде 30-ти % водного раствора для формирования 5 масс. % $CeAl_{11}O_{18}$. Диспергировали в течение 2 часов в шаровой мельнице с 2 масс. % цитрата аммония. Перед спеканием проводили отжиг при температуре 900 °С. Электроискровое спекание (установка MS-1) проводили при температуре 1500 °С, варьировали время выдержки – 5, 10 и 20 минут. Также получены материалы, спеченные при 1400 °С, время выдержки 20 минут. Давление прессования составляло 25 МПа для всех материалов.

Анализ фазового состава проводили по рентгенограммам, полученным на ADVIN POWDIX 600. Плотность и пористость измерена методом гидростатического взвешивания, теоретическая плотность рассчитана по правилу смеси. Твердость (Hv) и трещиностойкость (K_{Ic}) материалов определяли методом индентирования по Виккерсу при нагрузке 2 кг. Расчет K_{Ic} проводили по формуле, предложенной K. Niihara и соавторами [7].

Фазовый состав отожженной порошковой смеси представлен α-Al_2O_3 и CeO_2. В спеченных материалах сформировано соединение $CeAl_{11}O_{18}$. Рефлексы промежуточных соединений (оксиды церия, моноалюминат церия), которые могут формироваться в данной системе, отсутствуют.

Плотность спеченных материалов близка к теоретической. Уровень открытой пористости изменяется незначительно и составляет менее 1 %. Наиболее высокая плотность и низкая пористость характерны для

материала, спеченного при 1500 °С с выдержкой 20 минут. С уменьшением времени выдержки уровень пористости незначительно увеличивается, а также наблюдается снижение уровня твердости материалов. Наиболее высокие твердость и трещиностойкость характерны для материала, спеченного при 1400 °С. Установлено, что уменьшение времени выдержки не оказало влияния на уровень трещиностойкости материалов. Результаты измерений представлены в таблице.

Таблица

Характеристики исследуемых материалов

Режим спекания*	Плотность относительно теоретической, %	Открытая пористость, %	Твердость, Hv	K_{Ic}, МПа·м$^{1/2}$
1400-25-20	99,7 ± 0,1	0,50 ± 0,06	1934 ± 20	4,81 ± 0,04
1500-25-20	99,9 ± 0,1	0,20 ± 0,06	1820 ± 18	4,67 ± 0,08
1500-25-10	99,6 ± 0,1	0,35 ± 0,08	1805 ± 22	4,65 ± 0,10
1500-25-5	99,6 ±0,1	0,50 ± 0,05	1756 ± 17	4,65 ± 0,08
* Температура (°С) – Давление (МПа) – Время выдержки (мин)				

Таким образом, при электроискровом спекании в материалах на основе оксида алюминия был сформирован гексаалюмината церия. Выбранные режимы спекания обеспечили полное уплотнение материалов, несмотря на формирование пластин гексаалюмината. Уровень пористости изменялся незначительно и составлял менее 1%. Твердость материалов увеличивалась с уменьшением времени выдержки и температуры спекания. Для более детального анализа необходимо проведение структурных исследований.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».

Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Trusova E. A. Fine-grained fly dense alumina ceramics acquired by two-step sintering in SPS / E. A. Trusova [et al] // Letters on Materials. 2024. V. 14. № 4. P. 432–438. https://doi.org/10.48612/letters/2024-4-432-438.
2. Abyzov A. M. Aluminum Oxide and Alumina Ceramics (review). Part 1. Properties of Al_2O_3 and Commercial Production of Dispersed Al_2O_3 /

A. M. Abyzov // Refractories and Industrial Ceramics. 2019. V. 60. № 1. P. 24–32. https://doi.org/10.1007%2Fs11148-019-00304-2.
3. Kuzin V. V. Spark Plasma Sintering of Al_2O_3-Ceramic Workpieces for Small End Milling Cutters / V. V. Kuzin [et al] // Refractories and Industrial Ceramics. 2019. V. 59. № 6. P. 623–627. https://doi.org/10.1007/s11148-019-00285-2.
4. Shi S. Role of $CeAl_{11}$ O_{18} in reinforcing Al_2 O_3 /Ti composites by adding CeO_2 / S. Shi [et al] // International Journal of Applied Ceramic Technology. 2021. V. 18. № 1. P. 170–181. https://doi.org/10.1111/ijac.13629.
5. Melekhin N. V. Investigation of the effect of grain size on the dynamic strength of finegrained aluminum oxide obtained by spark plasma sintering / N. V. Melekhin [et al] // Problems of Strength and Plasticity. 2023. V. 85. № 1. P. 14–25. https://doi.org/10.32326%2F1814-9146-2023-85-1-14-25.
6. Akin I. Effect of CeO_2 addition on densification and microstructure of Al_2O_3–YSZ composites / I. Akin [et al] // Ceramics International. 2011. V. 37. № 8. P. 3273–3280. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2011.05.123.
7. Niihara K. Evaluation of KIc of brittle solids by the indentation method with low crack-to-indent ratios / K. Niihara, R. Morena, D. P. H. Hasselman // Journal of Materials Science Letters. 1982. V. 1. P. 13–16. https://doi.org/10.1007/BF00724706.

REFERENCES

1. Trusova E. A. Fine-grained fly dense alumina ceramics acquired by two-step sintering in SPS / E. A. Trusova [et al] // Letters on Materials. 2024. V. 14. № 4. P. 432–438. https://doi.org/10.48612/letters/2024-4-432-438.
2. Abyzov A. M. Aluminum Oxide and Alumina Ceramics (review). Part 1. Properties of Al_2O_3 and Commercial Production of Dispersed Al_2O_3 / A. M. Abyzov // Refractories and Industrial Ceramics. 2019. V. 60. № 1. P. 24–32. https://doi.org/10.1007%2Fs11148-019-00304-2.
3. Kuzin V. V. Spark Plasma Sintering of Al_2O_3-Ceramic Workpieces for Small End Milling Cutters / V. V. Kuzin [et al] // Refractories and Industrial Ceramics. 2019. V. 59. № 6. P. 623–627. https://doi.org/10.1007/s11148-019-00285-2.
4. Shi S. Role of $CeAl_{11}$ O_{18} in reinforcing Al_2 O_3 /Ti composites by adding CeO_2 / S. Shi [et al] // International Journal of Applied Ceramic Technology. 2021. V. 18. № 1. P. 170–181. https://doi.org/10.1111/ijac.13629.
5. Melekhin N. V. Investigation of the effect of grain size on the dynamic strength of finegrained aluminum oxide obtained by spark plasma sintering / N. V. Melekhin [et al] // Problems of Strength and Plasticity. 2023. V. 85. № 1. P. 14–25. https://doi.org/10.32326%2F1814-9146-2023-85-1-14-25.
6. Akin I. Effect of CeO_2 addition on densification and microstructure of Al_2O_3–YSZ composites / I. Akin [et al] // Ceramics International. 2011. V. 37. № 8. P. 3273–3280. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2011.05.123.

7. Niihara K. Evaluation of KIc of brittle solids by the indentation method with low crack-to-indent ratios / K. Niihara, R. Morena, D. P. H. Hasselman // Journal of Materials Science Letters. 1982. V. 1. P. 13–16. https://doi.org/10.1007/BF00724706.

УДК 544.463

***Никита Евгеньевич Беляев*[1*]**

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

**N.E.Belyaev@yandex.ru*

ПОЛУЧЕНИЕ СИЛИЦИДОВ НИОБИЯ МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА

Проведено исследование механохимического синтеза силицидов ниобия в планетарной шаровой мельнице «Активатор 2SL». Цель работы — получение высокотемпературной фазы Nb_5Si_3 из смеси порошков ниобия и кремния. Установлено, что процесс эффективно протекает уже через 30 минут обработки, о чем свидетельствует полное исчезновение рефлексов исходных элементов на рентгенограммах. Доминирующим продуктом синтеза является фаза Nb_5Si_3, содержание которой достигает 67 мас.% после 60 минут помола. Параллельно происходит значительное измельчение порошка до фракции менее 10 мкм. Результаты демонстрируют высокую эффективность выбранного метода по сравнению с рядом литературных данных.

Ключевые слова: планетарная шаровая мельница, механоактивация, механохимический синтез, силициды ниобия, высокотемпературная.

Nikita E. Belyaev

PRODUCTION OF NIOBIUM SILICIDES BY MECHANOCHEMICAL SYNTHESIS

A study on the mechanochemical synthesis of niobium silicides in the "Activator 2SL" planetary ball mill was conducted. The aim of the work was to obtain the high-temperature phase Nb_5Si_3 from a mixture of niobium and silicon powders. It was found that the process effectively proceeds after just 30 minutes of processing, as evidenced by the complete disappearance of the initial elements' reflexes on the X-ray diffraction patterns. The dominant synthesis product is the Nb_5Si_3 phase, the content of which reaches 67 wt.% after 60 minutes of milling. Simultaneously, significant powder refinement to a fraction of less than 10 μm occurs. The results demonstrate the high efficiency of the chosen method compared to a number of literature data.

Keywords: planetary ball mill, mechanical activation, mechanochemical synthesis, niobium silicides, high-temperature.

ВВЕДЕНИЕ

© Беляев Н. Е.

Система Nb-Si привлекает внимание научного сообщества высокой температурой плавления ряда своих фаз. Данная система включает три стабильные фазы силицидов: Nb_5Si_3, Nb_3Si и $NbSi_2$. Nb_5Si_3 особенно интересен благодаря своей температуре плавления (2515 °C) и относительно низкой плотности в сравнении с жаропрочными никелевыми сплавами.

Использование интерметаллида Nb_5Si_3 для изготовления цельных деталей невозможно, поскольку данное соединение хрупко при комнатной температуре. По этой причине большой интерес направлен на разработку композиционных материалов на основе пластичной металлической матрицы из ниобия, упрочнённой интерметаллическими включениями, в т.ч. Nb_5Si_3. Исследователи активно работают не только с двойной системой Nb-Si, но и легируют её другими тугоплавкими металлами, такими как Ti, Zr, V, Mo, W [1-3].

Материалы на основе системы Nb-Si имеют потенциал для применения при экстремально высоких температурах и рассматриваются как замена жаропрочных никелевых сплавов в авиационных двигателях, например, для лопаток турбин. Для получения композитов наиболее исследуемой является область диаграммы с содержанием кремния 10…30% ат., где формируются in-situ композиты на основе эвтектик и эвтектоидов между твердым раствором ниобия и силицидами [4].

Для синтеза таких материалов применяются различные технологии: дуговой переплав, направленная кристаллизация, порошковая металлургия. Механохимический синтез в шаровых мельницах представляет значительный интерес, однако данные в литературе противоречивы: в то время как в некоторых работах образование силицидов не наблюдалось даже после длительного помола, в других отмечалось появление фаз, таких как Nb_3Si. Целью данной работы была проверка возможности эффективного синтеза силицидов ниобия, в частности фазы Nb_5Si_3, в планетарной шаровой мельнице «Активатор 2SL».

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исходными материалами служили порошки ниобия и кремния, полученные измельчением металлической стружки ниобия и пластин технического кремния с последующим рассевом через сито 150 мкм. Смесь порошков готовилась в массовом соотношении 5.51:1, соответствующем стехиометрии Nb_5Si_3.

Синтез проводился в планетарной шаровой мельнице «Активатор 2SL» с водяным охлаждением. Использовались барабаны объемом 200 мл и шары диаметром 8 мм из твердого сплава ВК8. Соотношение масс шаров и материала составляло 6,3:1. Частота вращения планетарного диска —

1000 об/мин. Общее время обработки — 1 час. Пробы для анализа отбирались через 0, 15, 30, 45 и 60 минут.

Гранулометрический анализ выполнялся на лазерном анализаторе MicroSizer 201. Фазовый состав порошков исследовался на рентгеновском дифрактометре POWDIX 600 с последующим количественным анализом по методу Ритвельда.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Гранулометрический анализ показал, что исходная смесь содержала преимущественно крупные частицы размером от 7 до 75 мкм. По мере увеличения времени помола происходило измельчение порошка: доля крупной фракции (>10 мкм) уменьшалась, а доля мелкой фракции (<10 мкм) росла, становясь преобладающей после 60 минут обработки.

Рентгенофазовый анализ продемонстрировал эффективность механохимического синтеза. Исходные рефлексы ниобия и кремния значительно ослабевали уже после 15 минут обработки, а после 30 минут практически полностью исчезали. Начиная с 30-й минуты, на дифрактограммах однозначно фиксировалось образование силицидов ниобия: Nb_5Si_3, $NbSi_2$, а также тетрагональной и кубической модификаций Nb_3Si. Дифракционные пики были уширены и перекрывались, что затрудняло кинетический анализ.

Количественный фазовый анализ показал, что в порошке, обработанном в течение 60 минут, содержание целевой фазы Nb_5Si_3 достигает 67 мас.%. С увеличением времени обработки на рентгенограммах также наблюдалось появление рефлексов карбида вольфрама (WC), что связано с абразивным износом мелющих тел и внутренней поверхности барабана. Это явление требует дополнительного изучения, так как примесь может влиять на свойства конечного продукта.

Полученные результаты согласуются с литературными данными [5-6], но также подчеркивают важность параметров обработки. Так, в нашем эксперименте доминирующая фаза Nb_5Si_3 образовалась уже через 60 минут, в то время как в других работах, с иными типами мельниц и режимами, для образования силицидов требовались часы обработки, либо оно не наблюдалось вовсе. Это подтверждает высокую эффективность ударно-сдвигового воздействия, реализуемого в мельнице «Активатор 2SL».

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Экспериментально подтверждена возможность эффективного механохимического синтеза силицидов ниобия в планетарной шаровой мельнице «Активатор 2SL». Установлено, что уже через 30 минут обработки исходные компоненты (Nb и Si) практически полностью расходуются на образование интерметаллических фаз, включая Nb_5Si_3,

$NbSi_2$ и Nb_3Si. После 60 минут помола массовая доля целевого высокотемпературного силицида Nb_5Si_3 составляет 67%. Параллельно с синтезом происходит интенсивное измельчение порошка до фракции менее 10 мкм. Наблюдаемое загрязнение продукта карбидом вольфрама вследствие износа мелющих тел является фактором, требующим оптимизации процесса.

Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. High-temperature refractory metal-intermetallic composites / M.R. Jackson [et al.] // JOM. – 1996. – Vol. 48. – № 1. – P. 39-44.
2. Effect of Zr and Ti on isothermal oxidation behavior of Nb–Si based alloys / A. Sun [и др.] // Progress in Natural Science: Materials International. – 2022. – Т. 32. – № 2. – С. 226-235.
3. Ma R. Cooperative effects of Mo, V and Zr additions on the microstructure and properties of multi-elemental Nb-Si based alloys / R. Ma, X. Guo // Journal of Materials Science & Technology. – 2023. – Т. 132. – С. 27-41.
4. Каблов Е.Н. Высокотемпературные Nb-Si-композиты / Е.Н. Каблов, И.Л. Светлов, И.Ю. Ефимочкин // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 2011. – С. 164-173.
5. Microstructures and Mechanical Properties of Nb/Nb-Silicide in-situ Composites Synthesized by Reactive Hot Pressing of Ball Milled Powders / C.L. Ma [и др.] // Materials Transactions, JIM. – 2000. – Т. 41. – № 3. – С. 444-451.
6. Reactive Milling and Sintering of Nb-16at.% Si Mixtures / M.N.R.V. Perdigão [et al.] // Materials Science Forum. – 1997. – Vols. 235-238. – P. 151-156.

REFERENCES

1. High-temperature refractory metal-intermetallic composites / M.R. Jackson [et al.] // JOM. – 1996. – Vol. 48. – № 1. – P. 39-44.
2. Effect of Zr and Ti on isothermal oxidation behavior of Nb–Si based alloys / A. Sun [и др.] // Progress in Natural Science: Materials International. – 2022. – Т. 32. – № 2. – P. 226-235.
3. Ma R. Cooperative effects of Mo, V and Zr additions on the microstructure and properties of multi-elemental Nb-Si based alloys / R. Ma, X. Guo // Journal of Materials Science & Technology. – 2023. – Т. 132. – С. 27-41.
4. Kablov E.N. High-temperature Nb-Si composites / E.N. Kabalov, I.L. Svetlov, I.U. Efimochkin // Bulletin of the Bauman Moscow State Technical University. – 2011. – P. 164-173.

5. Microstructures and Mechanical Properties of Nb/Nb-Silicide in-situ Composites Synthesized by Reactive Hot Pressing of Ball Milled Powders / C.L. Ma [и др.] // Materials Transactions, JIM. – 2000. – Т. 41. – № 3. – P. 444-451.
6. Reactive Milling and Sintering of Nb-16at.% Si Mixtures / M.N.R.V. Perdigão [et al.] // Materials Science Forum. – 1997. – Vols. 235-238. – P. 151-156.

УДК 531

Брусенцева Татьяна Александровна[1*], Лукин Станислав Эдуардович[1], Искова Анастасия Тимофеевна[1]

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, Россия

[*] *brusentseva@itam.nsc.ru*

ОЦЕНКА ХАРАКТЕРИСТИК МЕЖФАЗНОГО СЛОЯ В МЕХАНОЛЮМИНЕСЦЕНТНОМ ПОЛИМЕРНОМ КОМПОЗИТЕ

В работе были исследованы образцы на основе эпоксидной смолы, наполненной люминофором SrAl2O4:Eu2+,Dy3+ Изучены механические характеристики и интенсивность свечения композита при различной концентрации люминофора. Получены характеристики SrAl2O4:Eu2+,Dy3+ и межфазного слоя.

Ключевые слова: эпоксидная смола, люминофор, межфазный слой, модуль упругости, механолюминесценция.

Tatyana A. Brusentseva, Stanislav E. Lukin, Anastasia T. Iskova

EVALUATION OF THE CHARACTERISTICS OF THE INTERPHASE LAYER IN A MECHANOLUMINESCENT POLYMER COMPOSITE

In this study, samples based on epoxy resin filled with SrAl2O4:Eu2+,Dy3+ phosphor were examined. The mechanical properties and luminescence intensity of the composite were studied at various phosphor concentrations. The characteristics of SrAl2O4:Eu2+,Dy3+ and the interphase layer were obtained.

Key words: epoxy resin, phosphor, interphase layer, elastic modulus, mechanoluminescence.

В последние годы наблюдается рост замещения традиционных материалов на композиционные. Такие материалы успели хорошо себя зарекомендовать благодаря их повышенной прочности, термостойкости и другим технологическим свойствам.

Механолюминесцентные композиты представляют собой материалы, которые излучают свет при механическом воздействии, таком как сжатие, растяжении или ударе. Изменение внутренней микроструктуры композита и накопление в нём дефектов выступает, как правило, основным фактором, ограничивающим долгосрочную эксплуатацию деталей из него. В связи с этим важным оказывается вопрос об исследовании механизмов дефектообразования и разрушения в композитах. Так как зона активного

© Брусенцева Т. А., Лукин С. Э., Искова А. Т.

дефектообразования сосредоточена вблизи поверхности контакта матрицы и наполнителя, необходимым оказывается исследование материала в процессе нагружения на микронном и субмикронном уровнях. Также для наполненных композитов необходимо учитывать межфазный слой - тонкий пограничных слой, свойства которого зависят от типов наполнителя и матрицы. Характеристики межфазного слоя напрямую влияют на итоговые механические свойства композита [1]. Механолюминофоры на основе алюмината стронция уже длительное время применяются различными исследователями для визуализации картин распределения напряжений и деформаций в образцах при механических испытаниях. Это же относится в равной степени к процессам распространения трещин и разрушения [2-4]. В настоящее время исследователи также используют механолюминесцентную визуализацию полей деформаций и напряжений. Механолюминесцентные композиты на основе эпоксидной смолы или полидиметилсилоксана (ПДМС) используются в качестве покрытий, визуализирующих динамическое и статическое воздействие на поверхность [5]. При исследовании эффективности рассеяния материалом энергии удара и определении областей максимальных напряжений при ударе механолюминесцентная визуализация также показывает себя эффективным экспериментальным методом [6].

Для проведения экспериментальных исследований были подготовлены образцы на основе прозрачной эпоксидной смолы Cristal 85-5 и порошка SrAl2O4: Eu2+, Dy3+(SAOED) с размером частиц 5-15 мкм. Объемные доли порошка в композите составляли от 0 до 0.25. Для оценки упругих характеристик частиц люминофора в работе был использован индентор Наноскан -4D. Для определения температуры стеклования композита проводился динамический механический анализ на установке Dynamic mechanical DMA-2420. Эксперименты на одноосное растяжение и сжатие проводились на испытательной установке Zwick Roell Allround Z005. Для испытаний на одноосное сжатие использовались образцы цилиндрической формы диаметром и высотой 10 и 20 мм, соответственно. Испытания на одноосное растяжение проводились с использованием плоских образцов с размером рабочей части 80 мм и толщиной 2 мм. Испытания проводились в ступенчатом режиме нагружения с фиксацией деформации в течение заданного времени на каждой ступени, что позволило изучить поведение материала в условиях ползучести. Регистрация интенсивности механолюминесцентного отклика производилась с помощью фотодиода, подключённого к усилительной схеме. Выход усилителя подключался к осциллографу. Измерительная схема была подключена к компьютеру для сбора данных в реальном времени

Эксперименты по индентированию показали, что модуль упругости порошка люминофора составил 108 ГПа, а коэффициент Пуассона 0,23. Проведен расчет характеристик межфазного слоя. Толщина межфазного составила 1,68 мкм, модуля упругости 23,5 ГПа.

В результате проведенных экспериментов на одноосное сжатие и растяжение построена зависимость модуля упругости полимерного композита от объемной концентрации люминофора. Модуль упругости чистой смолы равен 1.5 ГПа. Показано, что с увеличением концентрации люминофора модуль упругости композита монотонно возрастает, максимум достигает при концентрации 0.24 и составляет 2.1 ГПа. Показано, что при увеличении объемной концентрации люминофора интенсивность механолюминесценции образцов линейно возрастает, а форма кривых зависимостей интенсивности от напряжения в сечении образца не изменяется.

Получены зависимости напряжения от времени и удлинения от времени при испытаниях на одноосное растяжение. Анализ эволюции времени ползучести при увеличении приложенного напряжения показал, что для образцов, которые в ходе испытаний были разрушены, наблюдалось резкое увеличение времени ползучести непосредственно перед разрушением. Это указывает на интенсивное накопление дефектов в критическом сечении образца и потерю его жёсткости, что может являться предвестником разрушения. Определён предел прочности образцов — 44–48 МПа.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН. Эксперименты выполнены с использованием оборудования ЦКП "Механика" (ИТПМ СО РАН).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Брусенцева Т. А., Фомин В. М. Моделирование свойств гетерогенного материала с учетом межфазного слоя //Физическая мезомеханика. – 2017. – Т. 20. – №. 4. – С. 100-104.
2. Kim J. S., Kwon Y. N., Sohn K. S. Dynamic visualization of crack propagation and bridging stress using the mechano-luminescence of SrAl2O4:(Eu, Dy, Nd) //Acta Materialia. – 2003. – Т. 51. – №. 20. – С. 6437-6442.
3. Kim J. S. et al. Visualization of fractures in alumina ceramics by mechanoluminescence //Acta Materialia. – 2005. – Т. 53. – №. 16. – С. 4337-4343.
4. Kim, J. S., Koh, H. J., Lee, W. D., Shin, N., Kim, J. G., Lee, K. H., & Sohn, K. S. (2008). Quasi-dynamic visualization of crack propagation and wake evolution in Y-TZP ceramic by mechano-luminescence. Metals and Materials International, 14(2), 165-169.

5. Hu W. et al. Sunlight-driven mechanoluminescent composite coating materials based on trap modulation for stress sensing //Ceramics International. – 2024. – Т. 50. – №. 19. – С. 36580-36587.
6. Duan S. et al. Shear Stiffening-Based Mechanoluminescent Device for Impact-Thermal Coupling Protection and Impact Visualization //Advanced Functional Materials. – 2024. – Т. 34. – №. 48. – С. 2411821.

REFERENCES

1. Brusentseva T. A., Fomin V. M. Modeling the properties of a heterogeneous material taking into account the interphase layer // Physical Mesomechanics. - 2017. - Vol. 20. - No. 4. - P. 100-104.
2. Kim J. S., Kwon Y. N., Sohn K. S. Dynamic visualization of crack propagation and bridging stress using the mechano-luminescence of SrAl2O4:(Eu, Dy, Nd) //Acta Materialia. – 2003. – Т. 51. – №. 20. – С. 6437-6442.
3. Kim J. S. et al. Visualization of fractures in alumina ceramics by mechanoluminescence //Acta Materialia. – 2005. – Т. 53. – №. 16. – С. 4337-4343.
4. Kim, J. S., Koh, H. J., Lee, W. D., Shin, N., Kim, J. G., Lee, K. H., & Sohn, K. S. (2008). Quasi-dynamic visualization of crack propagation and wake evolution in Y-TZP ceramic by mechano-luminescence. Metals and Materials International, 14(2), 165-169.
5. Hu W. et al. Sunlight-driven mechanoluminescent composite coating materials based on trap modulation for stress sensing //Ceramics International. – 2024. – Т. 50. – №. 19. – С. 36580-36587.
6. Duan S. et al. Shear Stiffening-Based Mechanoluminescent Device for Impact-Thermal Coupling Protection and Impact Visualization //Advanced Functional Materials. – 2024. – Т. 34. – №. 48. – С. 2411821.

УДК 621.762

Томила Максимовна Видюк[1,2*], Дина Владимировна Дудина[2,3], Александр Иванович Гаврилов[2], Арина Викторовна Ухина[2], Владислав Сергеевич Шикалов[1], Игорь Сергеевич Батраев[3], Борис Борисович Бохонов[2]

[1]Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН, г. Новосибирск, Россия

[2]Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, Россия

[3]Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, Россия

[*]*vidyuk@itam.nsc.ru*

СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ WC-W_2C-Cu-C(ГРАФИТ), ПОЛУЧЕННЫХ РЕАКЦИОННЫМ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫМ СПЕКАНИЕМ

Реакционное электроискровое спекание (ЭИС) позволяет в ходе одной технологической операции получать консолидированные материалы из порошковых смесей и синтезировать новые фазы. Нагрев порошковой заготовки при ЭИС обеспечивается прямым пропусканием электрического тока в импульсном режиме. В докладе представлены результаты исследования структуры и свойств композиционных материалов WC-W_2C-Cu-C(графит), полученных при реакционном ЭИС смесей W-C(графит)-Cu, механически обработанных в высокоэнергетической шаровой мельнице.

Ключевые слова: электроискровое спекание, композит с медной матрицей, графит, карбид вольфрама, механическая обработка.

Tomila M. Vidyuk, Dina V. Dudina, Alexander I. Gavrilov, Arina V. Ukhina, Vladislav S. Shikalov, Igor S. Batraev, Boris B. Bokhonov

STRUCTURE AND FUNCTIONAL PROPERTIES OF WC-W_2C-Cu-C(GRAPHITE) COMPOSITES OBTAINED BY REACTIVE SPARK PLASMA SINTERING

Reactive spark plasma sintering (SPS) allows forming consolidated materials from powder mixtures and synthesizing new phases in a single technological step. Heating of the powder during SPS is achieved by the direct passage of pulsed electric current. This presentation demonstrates the structure and properties of the WC-W_2C-Cu-C(graphite) composites obtained by reactive SPS of W-C(graphite)-Cu mixtures prepared by high-energy ball milling.

Keywords: spark plasma sintering, copper matrix composite, graphite, tungsten carbide, mechanical milling.

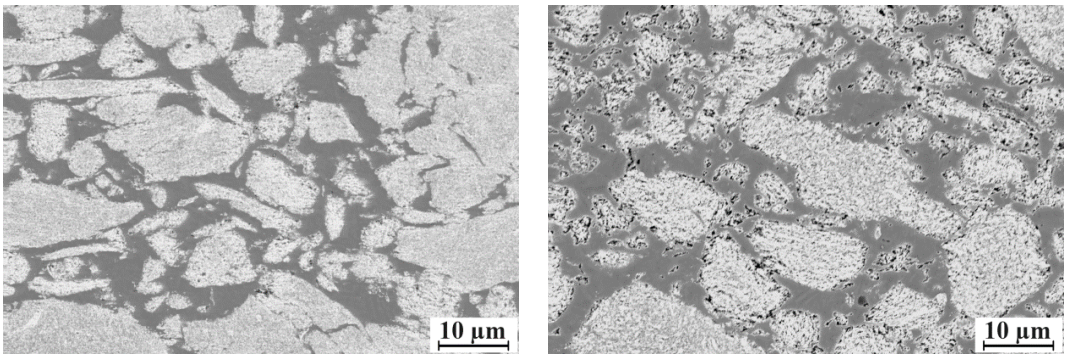
© Видюк Т. М., Дудина Д. В., Гаврилов А. И., Ухина А. В., Шикалов В. С., Батраев И. С., Бохонов Б. Б.

Реакционное электроискровое спекание (ЭИС) позволяет в ходе одной технологической получать консолидированные материалы из порошковых смесей и синтезировать новые фазы. Нагрев порошковой заготовки при ЭИС обеспечивается прямым пропусканием электрического тока в импульсном режиме [1]. Формирование in situ композитов с металлическими матрицами при ЭИС происходит за счет синтеза упрочняющей фазы. Матричный металл создает диффузионные затруднения, которые влияют на размер и распределение частиц продукта реакции в композите. Для увеличения степени превращения реагентов проводят механическую обработку (МО) порошковых реакционных смесей. Показано, что для механически обработанных смесей характерно локальное образование расплава при ЭИС, обусловленное влиянием электрического тока [2, 3].

Композиты с медной матрицей, упрочненные частицами карбида вольфрама, являются перспективными для электротехнических применений, обладают повышенными прочностными характеристиками и износостойкостью при сохранении высокой тепло- и электропроводности. По литературным данным износостойкость композитов с металлическими матрицами, упрочненных частицами керамики, может быть улучшена путем введения в материал третьей фазы – графита [4]. Целью данной работы является исследование структуры и свойств композитов WC-W_2C-Cu-C(графит), полученных ЭИС из смесей W-C(графит)-Cu с различным содержанием графита, подвергнутых МО в высокоэнергетической шаровой мельнице. Особенность системы W-C(графит)-Cu заключается в отсутствии химических взаимодействий и растворимости как углерода, так и вольфрама в меди [5]. Медная матрица является диффузионным барьером, а для синтеза карбидов вольфрама необходим непосредственный контакт реагентов W и C. Интерес представляло изучение процессов фазо- и структурообразования композитов при неравновесном компактировании порошковых смесей под воздействием электрического тока.

Реакционные смеси с различным содержанием графита (W-C(графит)-3Cu, W-1,3C(графит)-3Cu, W-1,7C(графит)-3Cu) указано мольное соотношение компонентов) подготавливали МО в высокоэнергетической мельнице АГО-2 (ИХТТМ СО РАН, Новосибирск, Россия) в течение 15 мин. Спекание проводили при помощи установки ЭИС Labox 1575 (SINTER LAND Inc., Япония) в вакууме с выдержкой в течение 5 мин при температуре 980 °C и приложении давления 40 МПа. В результате ЭИС получены композиты WC-W_2C-Cu-C(графит). По данным рентгенофазового анализа в спеченных образцах отсутствовал металлический вольфрам. Кроме того, во всех образцах присутствовало некоторое количество непрореагировавшего графита. Микроструктура спеченных композитов WC-W_2C-Cu-C(графит) показана на рисунке 1. В структуре присутствуют два характерных типа областей. Во-первых,

различимы более светлые композиционные области, которые унаследованы от агломератов, образовавшихся при МО. Во-вторых, видны более темные области, обогащенные медью, которые располагаются в промежутках между композиционными областями. Формирование данной структуры обусловлено локальным перегревом и плавлением материала под действием электрического тока. Образовавшийся расплав заполнял промежутки между агломератами, способствуя уплотнению материала при ЭИС. Черные области, различимые в структуре композита, спеченного из смеси W-1,7C(графит)-3Cu, соответствуют графиту (Рис. 1б).



а *б*

Рис. 1. Микроструктура композитов WC-W_2C-Cu-C(графит), полученных электроискровым спеканием механически обработанных порошковых смесей: *а* – W-C(графит)-3Cu; *б* – W-1,7C(графит)-3Cu.

Свойства полученных композитов WC-W_2C-Cu-C(графит) и спеченной меди (ЭИС, 700 °С) приведены в таблице. Видно, что увеличение содержания графита привело к существенному снижению как электропроводности, так и твердости композитов. Трибологические испытания проводили в режиме сухого возвратно-поступательного трения скольжения с использованием твердосплавного шара в качестве контртела. Показано, что износостойкость композитов снизилась с увеличением содержания графита, что может быть обусловлено потерей твердости. Анализ лунки износа композита с наименьшим содержанием графита выявил следы интенсивной пластической деформации меди – она сформировала пленку на поверхности. Увеличение содержания графита привело к изменению состава и морфологии лунки износа: медные пленки отсутствовали. Также на поверхностях износа всех композитов было зафиксировано увеличение количества кислорода, свидетельствующее об окислительных процессах, происходящих при трении.

Наилучшее сочетание механических и функциональных свойств продемонстрировал композит, спеченный из смеси с наименьшим содержанием графита W-C(графит)-3Cu: электропроводность 25 % от электропроводности меди (% IACS); твердость, превышающую твердость

меди в 5 раз (250 HV); удельную скорость изнашивания материала в 4 раза меньшую, чем у меди ($0{,}6 \cdot 10^{-5}$ мм^3 Н$^{-1}$ м$^{-1}$).

Таблица

Свойства композитов WC-W_2C-Cu-C(графит), полученных реакционным электроискровым спеканием механически обработанных порошковых смесей

Состав порошковой смеси	Электро-проводность, % IACS	Удельная скорость изнашивания, 10^{-5} мм^3·Н$^{-1}$·м$^{-1}$	Коэффициент трения	Твердость по Виккерсу, HV_1
W-$C_{гр}$-3Cu	25 ± 1	0,60 ± 0,17	0,58 ± 0,07	250 ± 20
W-1,3$C_{гр}$-3Cu	21 ± 1	0,58 ± 0,05	0,53 ± 0,08	200 ± 50
W-1,7$C_{гр}$-3Cu	17 ± 1	0,90 ± 0,09	0,48 ± 0,07	130 ± 20
Cu	96 ± 1	2,42 ± 0,38	0,66 ± 0,03	55 ± 1

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-00253, https://rscf.ru/project/25-79-00253/.

REFERENCES

1. Olevsky E. A., Dudina D. V. Field-Assisted sintering: Science and applications; Springer International Publishing: Cham, Switzerland, 2018, 425 p. https://doi.org/10.1007/978-3-319-76032-2.
2. Vidyuk T. M. Synthesis of tungsten carbides in a copper matrix by spark plasma sintering: microstructure formation mechanisms and properties of the consolidated materials / T. M. Vidyuk et al. // Materials. 2023. V.16. № 15. Art. 5385. https://doi.org/10.3390/ma16155385.
3. Vidyuk T. M. Melting at the inter-particle contacts during Spark Plasma Sintering: Direct microstructural evidence and relation to particle morphology / T. M. Vidyuk et al. // Vacuum. 2020. V. 181. Art. 109566. https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109566.
4. Tian Y. Studies on copper-coated boron carbide particle-reinforced copper-matrix/graphite self-lubricating composite materials / Y. Tian et al. // Russ. J. Non-Ferr. Met. 2019. V. 60. P. 575–582. https://doi.org/10.3103/S106782121905016X.
5. Baikalova Y. V. Solid-state synthesis of tungsten carbide in an inert copper matrix / Y. V. Baikalova, O. I. Lomovsky // J. Alloys Compd, 2000. V. 297. № 1–2. P. 87–91. https://doi.org/10.1016/S0925-8388(99)00579-4.

УДК 621.793.79

Вероника Александровна Долгова [1*]***, Полина Андреевна Рябинкина*** [1]
[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия
[*] *veronika.dolgova19@gmail.com*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Представлены результаты исследования структуры и свойств покрытий на основе меди, полученных методом детонационного напыления. Изучено влияние введения хрома в состав порошковой смеси на микроструктуру, твердость и электрическое сопротивление формируемых покрытий. Установлено, что полученные покрытия обладают высокой плотностью и отсутствием дефектов, добавление хрома приводит к увеличению твердости и электросопротивления.

Ключевые слова: детонационное напыление, медные покрытия, твердость, электросопротивление, рентгенофазовый анализ.

Veronika A. Dolgova, Polina A. Ryabinkina

INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF COPPER-BASED COATINGS OBTAINED BY DETONATION SPRAYING

Coatings based on copper and copper-chromium composites were obtained by detonation spraying. A comprehensive analysis of their microstructure, hardness, and electrical resistivity was performed. It was found that the introduction of chromium into the mechanical mixtures leads to an increase in the hardness of the copper-chromium coatings compared to the pure copper coating. It is shown that the increase in the electrical resistivity of the coatings compared with the copper substrate is due to the presence of chromium particles.

Key words: detonation spraying, copper coatings, hardness, electrical resistance, X-ray phase analysis.

Композиционные материалы на основе меди, упрочненные тугоплавкими металлами, такими как хром, широко используются в электротехнической промышленности. Данные материалы позволяют достичь оптимального сочетания высокой твердости и электропроводности для изготовления разрывных контактов. Основные механизмы разрушения таких контактов носят поверхностный характер, поэтому целесообразно формировать покрытия, которые позволяют значительно сократить

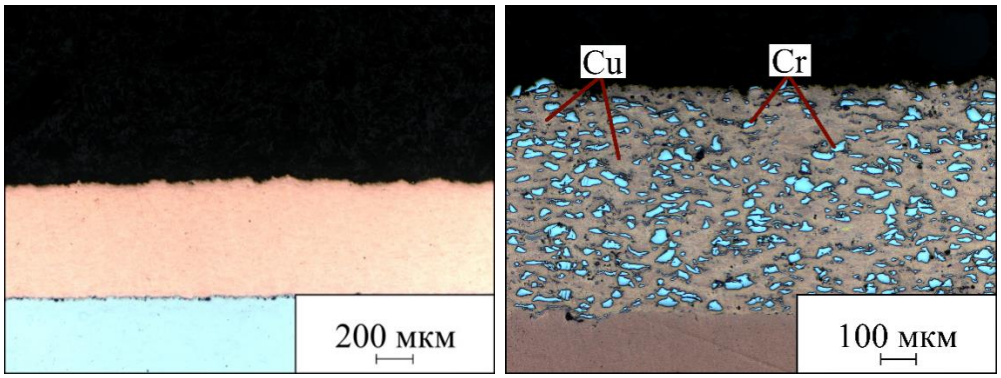
© Долгова В. А., Рябинкина П. А.

расходы дорогостоящих материалов. Для нанесения покрытий был выбран метод детонационного напыления, так как данный метод обеспечивает высокие показатели адгезии к подложке, твердости и плотности формируемых покрытий.

Процесс напыления проводился на комплексе CCDS2000 с использованием ацетилен-кислородной смеси в эквимолярном соотношении [2]. Объем заряда взрывчатой смеси составлял 60 % от общего объема ствола пушки. Дистанция напыления по всех экспериментах составляла 150 мм. В качестве напыляемых материалов использовались порошки меди (ПМР) и хрома (ПХ) с размером частиц 20-40 мкм. Были приготовлены механические смеси меди и хрома 50/50, 65/35 и 75/25 масс. %. Покрытия из медного порошка и механических смесей наносились на стальные (Ст3) и медные (М1т) пластины.

Микроструктурные исследования проводились с использованием микроскопа Carl Zeiss Axio Observer A1m и растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 XVP. Фазовый состав покрытий исследовали с использованием дифрактометра ADVIN POWDIX 600 (CuK_α, λ = 1,54 Å, шаг съемки $\Delta 2\theta$ = 0,01 °, время выдержки 0,04 с на точку). Твердость образцов оценивали по методу Виккерса на микротвердомере Wolpert Group 402 MVD при нагрузке на индентор 0,3 кг. Для определения электрического сопротивления проводили измерения с использованием прецизионного измерителя импеданса TH2840B.

Микроструктурный анализ показал (рис. 1, а), что полученные покрытия характеризуются отсутствием дефектов, таких как трещины, поры или расслоения. В композиционных покрытиях (рис. 1, б) наблюдается равномерное распределение частиц хрома.

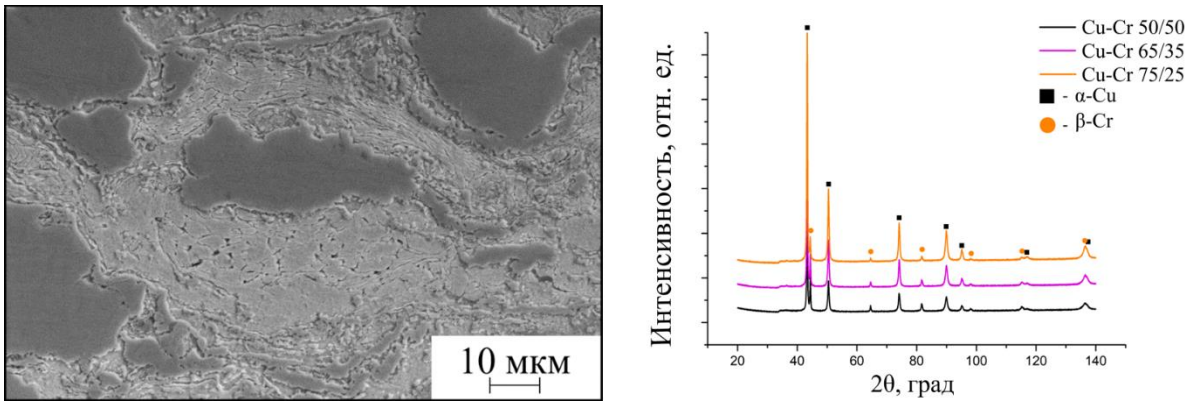


а *б*

Рис. 1. Микроструктура покрытий, сформированных из порошка меди (*а*) и механической смеси порошков меди и хрома (*б*) с соотношением 75/25 масс. %

Наличие тонких прослоек хрома обусловлено дроблением недостаточно нагретых частиц и присутствием в исходном порошке мелкодисперсной фракции хрома.

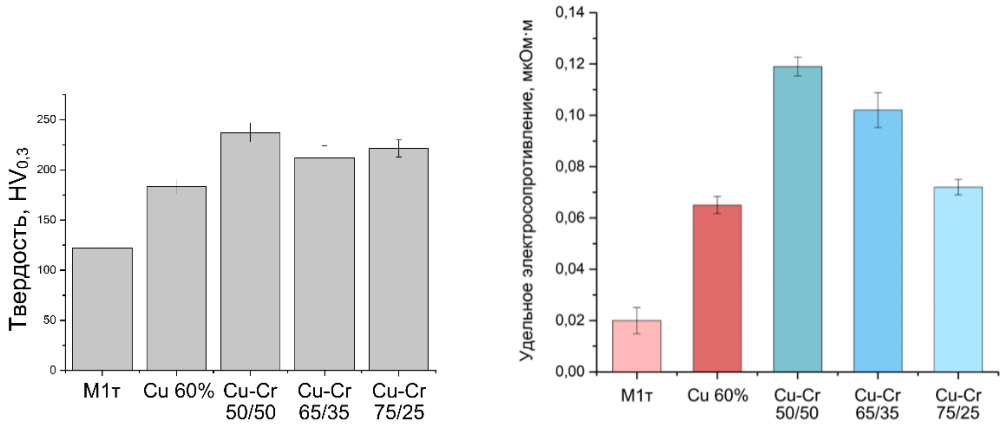
При исследовании с использованием РЭМ (рис. 2, а) выявлена неоднородность строения медной матрицы. Кроме участков, имеющих зеренную структуру, соответствующую строению исходных частиц порошка, наблюдаются зоны, где формируется мелкозернистая структура. Такая структура обусловлена интенсивной пластической деформацией частиц меди и высокой скорости охлаждения расплавленного материала. Рентгенофазовый анализ всех исследуемых покрытий (рис. 2, б) показал наличие рефлексов, соответствующих меди и хрому.



а *б*

Рис. 2. Микроструктура композиционного покрытия после травления (*а*) и рентгенограммы покрытий (*б*), полученных при объеме взрывчатой смеси 60 %

Результаты измерения твердости (а) и электрического сопротивления (б) представлены на рисунке 3.



а *б*

Рис. 3. Твердость (*а*) и электросопротивление (*б*) покрытий на основе меди, полученных методом детонационного напыления

Твердость медной подложки, полученной горячей прокаткой, составляет 120±5 HV, когда как твердость медного покрытия увеличилась до 185±5 HV. Введение хрома в состав покрытия привело к дальнейшему

росту твердости. Наблюдается увеличение удельного электросопротивления медных покрытий по сравнению с М1т, что объясняется формированием мелкозернистой структуры. Введение хрома привело к существенному росту удельного электросопротивления композиционных покрытий, что связано с высоким электросопротивлением хрома.

Таким образом, методом детонационного напыления были получены покрытия из порошков меди и механических смесей меди и хрома, характеризующиеся высокой плотностью и отсутствием дефектов. Введение хрома в механическую смесь обеспечило повышение твердости и электросопротивления покрытий. С использованием рентгенофазового анализа не зафиксировано формирование оксидов и других соединений

Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Ulianitsky V. Computer-Controlled Detonation Spraying: Flexible Control of the Coating Chemistry and Microstructure / V. Ulianitsky, D. Dudina, A. Shtertser, I. Smurov// Metals 2019. V. 9. P. 1-22. https://doi.org/10.3390/met9121244
2. Ulianitsky V. Computer-controlled detonation spraying: from process fundamentals toward advanced applications / V. Ulianitsky, A. Shtertser, S. Zlobin, I. Smurov // Journal of Thermal Spray Technology 2011. V. 20. P. 791-801. https://doi.org/10.1007/s11666-011-9649-6

REFERENCES

1. Ulianitsky V. Computer-Controlled Detonation Spraying: Flexible Control of the Coating Chemistry and Microstructure / V. Ulianitsky, D. Dudina, A. Shtertser, I. Smurov// Metals 2019. V. 9. P. 1-22. https://doi.org/10.3390/met9121244
2. Ulianitsky V. Computer-controlled detonation spraying: from process fundamentals toward advanced applications / V. Ulianitsky, A. Shtertser, S. Zlobin, I. Smurov // Journal of Thermal Spray Technology 2011. V. 20. P. 791-801. https://doi.org/10.1007/s11666-011-9649-6

УДК 621.762

Дина Владимировна Дудина[1,2*], Томила Максимовна Видюк[2,3], Александр Александрович Штерцер[1], Александр Иванович Гаврилов[2], Борис Борисович Бохонов[2], Александр Георгиевич Анисимов[1]

[1]Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, РФ

[2]Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, РФ

[3]Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН, Новосибирск, РФ

[*]*ddudina@hydro.nsc.ru*

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ СПЕКАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Электроискровое спекание (ЭИС) основано на пропускании импульсов постоянного электрического тока через пуансоны и пресс-форму, в которой находится спекаемый образец, при одновременном приложении одноосного давления. Прохождение электрического тока через металл может оказывать влияние на его реакционную способность. В докладе рассмотрены методологические аспекты исследования процессов ЭИС металлических материалов. Обсуждается механизм локального образования жидкой фазы при ЭИС металлокерамических частиц.

Ключевые слова: электроискровое спекание, металл, электрический ток, реакционная способность, жидкая фаза.

Dina V. Dudina, Tomila M. Vidyuk, Alexandr A. Shtertser, Alexander I. Gavrilov, Boris B. Bokhonov, Alexander G. Anisimov

FEATURES OF THE PROCESSES OCCURRING DURING SPARK PLASMA SINTERING OF METALLIC AND METAL-CERAMIC MATERIALS

Spark plasma sintering (SPS) is based on the application of pulses of direct current to the punches and the die holding the sample to be sintered. A uniaxial pressure is applied simultaneously. The passage of electric current through a metal can affect its reactivity. In this presentation, methodological aspects of investigation of the processes occurring during SPS of metallic materials are considered. A mechanism of the local formation of a liquid phase during SPS of metal-ceramic particles is discussed.

Keywords: spark plasma sintering, metal, electric current, reactivity, liquid phase.

© Дудина Д.В., Видюк Т.М, Штерцер А.А., Гаврилов А.И., Бохонов Б.Б., Анисимов А.Г.

Электроискровое спекание (ЭИС) основано на пропускании импульсов постоянного электрического тока через пуансоны и пресс-форму, в которой находится спекаемый образец, при одновременном приложении одноосного давления [1]. Пропускание электрического тока приводит к появлению ряда эффектов, не характерных для горячего прессования (ГП) [2]. Электрический ток может влиять на реакционную способность металлов [3], а также приводить к возникновению локальных эффектов в области межчастичных контактов и пор [4].

При введении поправки на разность температур образцов при ЭИС и ГП сравнительный анализ микроструктуры и фазового состава материалов, спеченных из порошков, позволяет изучать влияние электрического тока для систем, в которых образование локального перегрева межчастичных контактов и связанных с ними явлений маловероятно [2]. Предварительное прессование порошковой смеси может быть использовано для создания протяженной границы раздела. Формирование плотного контакта между частицами позволяет исключить образование межчастичных контактов малого диаметра.

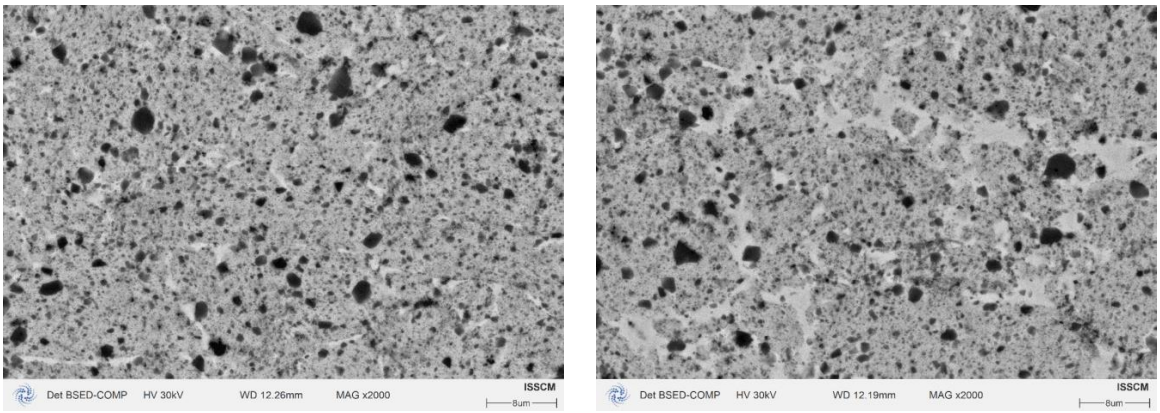
Приложенное при ЭИС внешнее давление влияет на процессы межфазного взаимодействия при спекании порошковых смесей. Использование более высокого давления замедляет процесс образования продуктов реакции на границе раздела в системах, демонстрирующих эффект локального перегрева в области межчастичных контактов при малых давлениях [2].

Образование жидкой фазы при ЭИС может быть обусловлено различными факторами [4]. В определенных случаях образование жидкой фазы происходит локально в области контактов между частицами электропроводящего материала. На рис. 1 показана микроструктура композитов 36 об.%TiC-Cu после ЭИС при 700 и 900 °C. Композиционные порошки были получены обработкой порошковой смеси TiC+Cu в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице. Светлые участки на микрофотографиях – области образования жидкой фазы.

При рассмотрении вопроса перегрева межчастичных контактов следует учитывать отвод тепла в объем частицы [5]. Время тепловой релаксации для процесса выделения тепла на контактах между частицами может быть рассчитано по формуле:

$$\tau = \frac{cdD_p^2}{4\lambda}$$

где c – теплоемкость, d – плотность материала, λ – теплопроводность, D_p – диаметр частицы. Для композиционных частиц 36 об.%TiC-Cu диаметром 30 мкм и температуры 925 °C [6] время тепловой релаксации составляет 5,2 мкс, что существенно меньше времени полного импульса при ЭИС (36 мс). Следовательно, за время импульса температура в частице выравнивается.



а б

Рис. 1. Микроструктура композитов 36 об.%TiC-Cu, полученных ЭИС при 700 °С (а), 900 °С (б). Светлые участки – области образования жидкой фазы [6].

Можно провести оценку размера перешейка, нагрев которого за время, равное времени тепловой релаксации, приведет к плавлению материала. Для меди такая оценка дает величину <100 нм.

Нами предложен альтернативный механизм перераспределения фаз и образования жидкой фазы при ЭИС металлокерамических порошков [6]. Неровности на поверхности частиц могут играть роль острия катода. В вакууме происходит взрыв острия катода при разряде, а также взрывная эмиссия электронов, что может привести к образованию микродуги. Для микродугового разряда характерно образование катодных пятен диаметром 1-100 мкм и испарение материала катода. Проведем расчет тока, проходящего через одну частицу при ЭИС композиционных частиц TiC-Cu нагревом до 900 °С (параметры эксперимента: ток 580 А по достижении максимальной температуры, диаметр пресс-формы 12,5 мм, диаметр частиц 30 мкм). Если принять, что весь ток проходит через образец и распределяется равномерно, то ток, проходящий через одну частицу, можно оценить как $580\cdot(30\cdot10^{-6}/12{,}5\cdot10^{-3})^2=1{,}4\cdot10^{-3}$ А, что существенно меньше значения тока, необходимого для проявления эффекта микродугового разряда (0,9 А) [6]. Для обеспечения данной величины силы тока (через газовый промежуток) распределение тока по сечению образца должно быть неравномерным. Можно предположить образование каналов с высокими значениями тока, которые перемещаются по образцу от импульса к импульсу. Число таких каналов, работающих в одном импульсе существенно меньше числа частиц в сечении компакта. Пары меди не накапливаются в поре, а быстро конденсируются в жидкость. Таким образом, предложен механизм локального образования жидкой фазы при ЭИС металлокерамических частиц: образование расплава может быть связано с пробоем порового пространства и эрозией металла с области катодного пятна. Данный механизм не исключает возможности перегрева контактов малого диаметра между агломератами частиц порошка.

REFERENCES

1. Olevsky E.A., Dudina D.V. Field-Assisted sintering: Science and applications; Springer International Publishing: Cham, Switzerland, 2018, 425 p. https://doi.org/10.1007/978-3-319-76032-2
2. Dudina D.V. Methodological aspects of experimental studies of the influence of electric current on the interaction between metals during spark plasma sintering / D.V. Dudina et al. // Solid State Sci. 2024. V. 154. 107605. https://doi.org/10.1016/j.solidstatesciences.2024.107605
3. Dudina D.V. Spark plasma sintering and hot pressing of Cu+Al powder mixtures and pre-deposited Cu/Al layers / D.V. Dudina et al. // J. Compos. Sci. 2023. V.7. 466. https://doi.org/10.3390/jcs7110466
4. Dudina D.V. Spark plasma sintering in the presence of a liquid phase / D.V. Dudina, N.Yu. Cherkasova // Mater. Lett. 2024. V. 365. 136411. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.136411
5. Trapp J. Fundamental principles of spark plasma sintering of metals: part II – about the existence or non-existence of the ‘spark plasma effect’ / J. Trapp et al. // Powder Metall. 2020. V.63. P.312–328. https://doi.org/10.1080/00325899.2020.1829349
6. Dudina D.V. Experimental evidence and possible mechanism of melt formation at the inter-particle contacts during spark plasma sintering of TiC-Cu composite particles / D.V. Dudina et al. // Int. J. Refractory Metals & Hard Mater. 2024. V.122. 106732. https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2024.106732

УДК 666.3/.7; 666.3.017

***Ангелина Владимировна Живодуева*[*1], Нина Юрьевна Черкасова*[1]**

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*]*angelinazhivodueva@gmail.com*

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНЫХ ПОРОШКОВ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В работе исследовали влияние размера исходных порошковых керамических материалов нитрида алюминия на свойства керамики, полученной электроискровым спеканием. Использовали два порошка нитрида алюминия различной фракции, марки А180 со средним размеров частиц 2,5-3,5 мкм и марки AlN_нано со средним размером частиц 100-200 нм, предварительно диспергированные в изопропиловом спирте. Спекание проводили при температуре 1800 °С и давлении 30 МПа. Керамика, полученная из порошка марки А180, показала лучшие результаты по твердости – 555±55 HV, относительной плотности – 99,27 % и размеру зерен – от 1,5 до 85,95 мкм, при этом обладая более узким распределением по размерам.

Ключевые слова: нитрид алюминия, диспергирование, размер частиц, электроискровое спекание, легирующие добавки, теплопроводная керамика, спекание.

Angelina V. Zhivodueva, Nina Y. Cherkasova

EFFECT OF ALUMINUM NITRIDE INITIAL POWDERS ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF SINTERED MATERIALS

The effect of the size of the initial powdered ceramic materials of aluminum nitride on the properties of ceramics obtained by electric spark sintering was investigated. Two aluminum nitride powders of different fractions were used, grade A180 with an average particle size of 2.5-3.5 microns and grade AlN_nano with an average particle size of 100-200 nm, pre-dispersed in isopropyl alcohol. Sintering was carried out at a temperature of 1800 °With and pressure of 30Mpa. Ceramics obtained from A180 grade powder showed the best results in hardness - 555±55 HV, relative density - 99.27% and grain size – from 1.5 to 85.95 microns, while having a narrower size distribution.

Key words: aluminum nitride, dispersion, particle size, electric spark sintering, alloying additives, thermally conductive ceramics, sintering.

Керамика на основе нитрида алюминия обладает высокой теплопроводностью (от 170 до 230 Вт/м·К). Это позволяет использовать её

© Живодуева А.В., Черкасова Н.Ю.

для отвода значительных объёмов выделяемого тепла. Керамические подложки из нитрида алюминия имеют также низкий коэффициент расширения, высокую прочность, высокую термостойкость, химическую коррозионную стойкость, высокое удельное сопротивление и низкие диэлектрические потери [1].

На структуру и свойства спеченного нитрида алюминия оказывает влияние размер, морфология и химический состав исходного порошкового материала. Целью данной работы являлось изучение влияния исходного порошка нитрида алюминия на структуру и свойства спеченной керамики.

При выполнении экспериментальных работ использовали два порошка нитрида алюминия, отличающихся размером: порошок марки А180 более крупного размера и высокодисперсный порошок марки AlN_нано. Некоторые характеристики порошков приведены в таблицах 1 и 2 соответственно.

Таблица 1

Характеристики порошка марки А180

Массовая доля азота, %	32,5
Массовая доля кислорода, %	0,8
Массовая доля железа, %	0,03
Массовая доля кремния, %	0,01
D50, мкм	2,5-3,5

Таблица 2

Характеристики порошка марки AlN_нано

Средний размер частиц	100-200 нм
Содержание N	22,05 %
Содержание O	0,048 %
Содержание C	0,0095 %

Подготавливали суспензии на основе изопропилового спирта, проводили диспергирование в шаровой мельнице с последующей сушкой суспензий. Электроискровое спекание проводили при температуре 1800 °С и давлении 30 МПа.

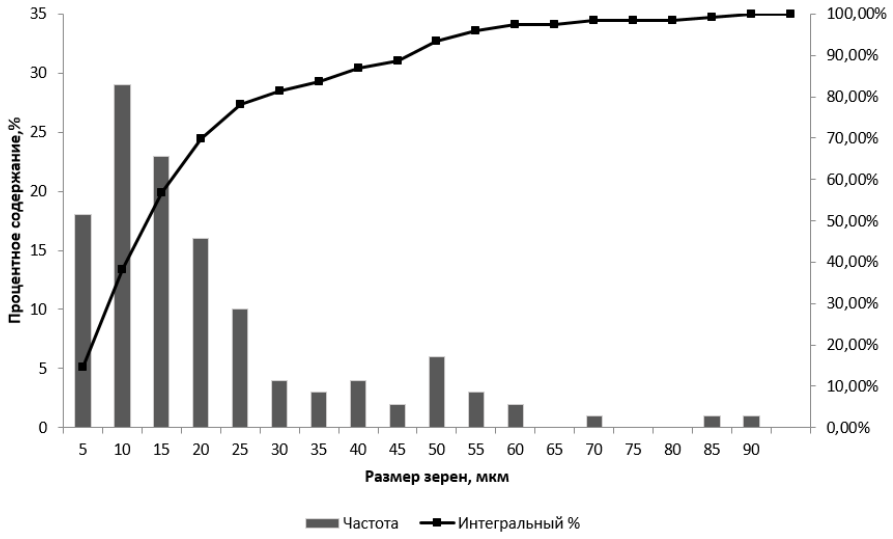
Кажущуюся плотность и открытую пористость спеченных материалов из нитрида алюминия определяли методом гидростатического взвешивания. Расчеты проводились по ГОСТ 2409-2014. Измерение твердости проводили на твердомере по Виккерсу SV-50A при нагрузке 2 кг. Проводили не менее 10 измерений. Для исследования микроструктуры полученных материалов подготавливали шлифы по стандартной технологии. Проводили исследования структуры методом растровой электронной микроскопии. Для улучшения проводимости на образцы напыляли золото толщиной 10 Å. Методом электроискрового

спекания была получена и исследована керамика из нитрида алюминия двух марок, диспергированного в изопропиловом спирте.

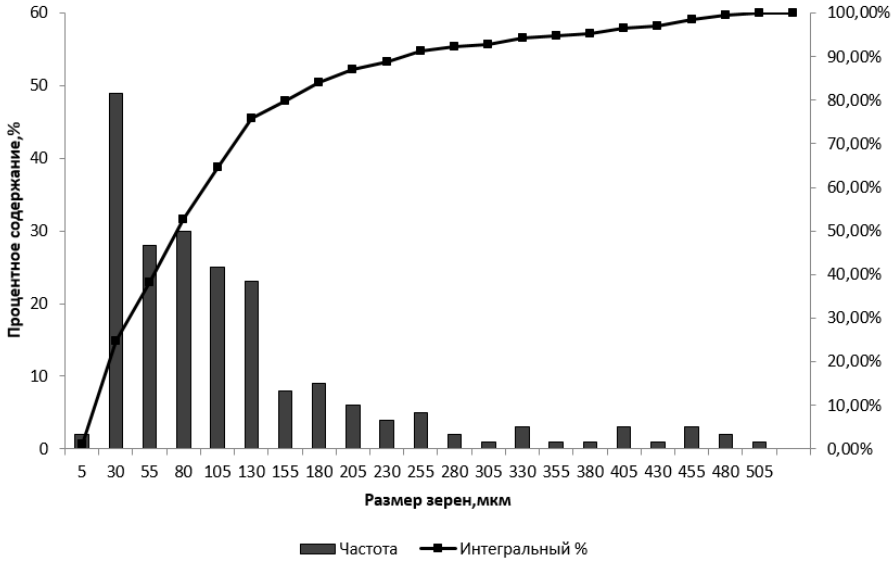
Установлено, что относительная от теоретической плотность керамики составила 99,27 % для материала из порошка марки А180 и 76,13% марки AlN_нано. Кажущаяся плотность составила 3,24 г/см^3 и 2,55 г/см^3 для керамики из обоих порошков соответственно. Открытая пористость материала из порошка марки А180 составила 0,39 %, общая – 0,73 %, а для материала из порошка марки AlN_нано открытая 11,66%, общая – 21,87 %. Водопоглощение для порошков соответственно 0,12% и 4,56%. Наиболее высокими значениями плотности и низкими пористости обладает керамика из нитрида алюминия марки А180.

Твердость материала, полученного из порошка марки А180 составила 555±55 HV, а AlN_нано – 455±87 HV, следовательно, спеченный образец из порошка марки А180 показал лучшие характеристики твердости.

Согласно данным, представленным на рисунке 1, размер зерен керамики из порошка А180 варьируется от 1,5 до 85,9 мкм, в то время как при использовании порошка AlN_нано – от 4,2 до 489,1 мкм. В материале из порошка марки А180 наибольшую долю в распределении зерен по размерам составляет 29 % зёрен размером 5-10 мкм, 23 % приходится на зёрна размером 10–15 мкм. В случае материала из порошка марки AlN_нано, 49 % зёрен лежит в широком интервале размеров – 5-30 мкм, внутри интервала максимальная доля составляет 12 % и приходится на диапазон размеров 15-20 мкм. Размеры зерен материала из порошка марки А180 имеют значительно более узкое распределение по размерам, поэтому он предпочтителен.



а



б

Рис. График распределения зерен по размерам спеченных материалов из порошка марок А180 (а) и AlN_нано (б)

Таким образом, исследование влияния размеров исходных порошков на свойства керамики, полученной электроискровым спеканием, показало, что порошок марки А180 обладает более рациональными показателями кажущейся плотности и твердости. В дальнейшей работе планируется механоактивация порошка нитрида алюминия и измерение теплопроводности полученного керамического материала.

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов».

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Никитушкин И. В. Плазмодинамический синтез ультрадисперсного нитрида алюминия и получение AlN-керамики методом искрового плазменного спекания / И. В. Никитушкин, А. А. Сивков, А. С. Ивашутенко // Решетневские чтения. 2017. №. 21-1. С. 156-157.

REFERENCES

1. Nikitushkin I. V. Plasma-dynamic synthesis of ultrafine aluminum nitride and production of AlN ceramics by spark plasma sintering / I. V. Nikitushkin, A. A. Sivkov, A. S. Ivashutenko // Reshetnev Readings. 2017. №. 21-1. P. 156-157.

УДК 669-2

Арман Дмитриевич Ишков[1*], Денис Андреевич Осипов[1,2], Иван Александрович Дитенберг[1,2]

[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

[*]*ishkov_a_d@mail.ru*

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МИКРОТВЁРДОСТЬ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ NB–AL ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ

Изучено влияние продолжительности высокоэнергетической механической активации и последующих отжигов при 300 и 500 ℃ на микротвёрдость прекурсоров из порошковой смеси 3Nb-0,88Al. Отжиг при обеих температурах в случае активации продолжительностью 1 мин. приводит к снижению значений микротвердости. После отжигов при 300 ℃ выявлено три основных интервала увеличения микротвердости системы по сравнению с состоянием непосредственно после активации. В случае термообработки при 500 ℃, за исключением 1 минуты, при всех временах активации наблюдается кратный рост микротвердости. Максимальные значения микротвёрдости при указанных термических обработках (10,27 и 12,16 ГПа) достигаются в случае 20,5 мин. механической активации, что, соответственно, в 2 и 2,4 раза выше по сравнению с микротвердостью прекурсора непосредственно после активации. Предполагается, что повышение значений микротвердости прекурсоров по мере увеличения продолжительности механической активации, связано с увеличением объемной доли упорядоченных соединений, как в процессе активации, так и при последующих отжигах.

Ключевые слова: порошковая смесь, высокоэнергетическая механическая активация, отжиг, микротвёрдость.

Arman D. Ishkov, Denis A. Osipov, Ivan A. Ditenberg

IMPACT OF ANNEALING ON MICROHARDNESS OF NB–AL POWDER MIXES AFTER HIGH-ENERGY MECHANICAL ACTIVATION

The effect of the duration of high-energy mechanical activation and subsequent annealing at 300 and 500 °C on the microhardness of precursors from a 3Nb–0.88Al powder mixture has been studied. Annealing at both temperatures in the case of 1 min ,activation leads to a decrease in microhardness values. After annealing at 300 °C, three main intervals of microhardness increase were identified compared to the state immediately after activation. In the case of heat treatment at 500 °C, except for 1 min activation, a

© Ишков А. Д., Осипов Д. А., Дитенберг И. А.

multiple increase in microhardness is observed for all activation durations. The maximum microhardness values during the mentioned thermal treatments (10.27 and 12.16 GPa) are achieved after 20.5 min of mechanical activation, which is 2 and 2.4 times higher, respectively, compared to the microhardness of the precursor immediately after the mechanical activation. It is assumed that the increase in precursor microhardness with longer mechanical activation duration is associated with a higher volume fraction of ordered compounds formed both during activation and subsequent annealing.

Key words: powder mixture, high-energy mechanical activation, annealing, microhardness.

В порошках металлов и смесях на их основе после механической активации, как правило, наблюдается увеличение значений микротвёрдости [1, 2]. В «чистых» металлах это объясняется фрагментацией зёрен и накоплением дефектов, тогда как в биметаллических и многокомпонентных системах значимый вклад в упрочнение вносит образование упорядоченных фаз и твёрдых растворов. В свою очередь высокая дефектность способствует снижению температуры активации релаксационных процессов, что при отжиге может приводить к снижению значений микротвердости. При формировании в прекурсорах достаточной объемной доли упрочняющих частиц вторых фаз, термическая обработка может способствовать повышению твердости. В этой связи необходимо изучение влияния условий деформационной и термической обработки на микротвердость порошковых систем, склонных к образованию твердых растворов и упорядоченных соединений.

Использована смесь порошков Nb (99,98%, НБ1) – Al (98%, ПА-4), взятых в близких к эквиатомной пропорции (49,87% Nb и 50,13% Al), в весовых долях соотношение составляет 3Nb:0.88Al. Механическая активация осуществлялась в шаровой мельнице АГО-2 с водяным охлаждением. Объём каждого из двух стальных барабанов мельницы – 160 $см^3$. Диаметр шаров – 8 мм, масса шаров в каждом барабане – 200 г, масса образца – 10 г. Центробежное ускорение шаров – 400 $м/с^2$ (40 g). Для предотвращения окисления, обработку и выгрузку образцов осуществляли в атмосфере аргона. Продолжительность механической активации составляла 1, 1,5, 2, 2,5, 3,5, 4,5, 5,5, 6,5, 10,5 и 20,5 минут, при этом на заключительном этапе (0,5 минуты) перед выгрузкой смеси обработка проводилась с добавлением управляющего агента (1 мл этанола).

Прекурсоры после механической активации разной продолжительности были подвергнуты одночасовым отжигам в вакууме при T=300 °C и T=500 °C.

Микротвёрдость определяли методом Виккерса на приборе «Neophot 21» при нагрузке 0,5 Н и выдержке 15 секунд. После механической активации измерения проведены на отдельных порошинках

и их конгломератах, для чего изготавливались компакты на основе смеси порошков Nb-Al с эпоксидным клеем.

В случае механической активации продолжительностью 1 минута, отжиг при обеих температурах приводит к снижению значений микротвёрдости. Недостаточное перемешивание исходных компонентов приводит к тому, что твердые растворы и упорядоченные соединения не образуются, а в процессе отжига происходит релаксация дефектной структуры. В интервале от 1,5 до 2,5 мин механической активации при обеих температурах наблюдается сопоставимое, монотонное возрастание микротвёрдости на фоне практически неизменных значений микротвёрдости непосредственно после активации, что косвенно указывает на фазовую трансформацию в прекурсорах в процессе отжига. В случае механической активации продолжительностью 2,5-4,5 мин фиксируется существенный рост микротвёрдости: до 4,49 ГПа и до 8,65 ГПа, соответственно, после термической обработки при температурах 300 и 500 ℃. В соответствии с [2], это связано с образованием упорядоченного соединения $AlNb_2$. При увеличении продолжительности механической активации до 6,5 мин, наблюдается рост микротвёрдости от 4,49 до 8,62 ГПа после отжига в 300 ℃ и до 9,94 ГПа после отжига в 500 ℃. Термическая обработка прекурсоров после механической активации продолжительностью 20,5 минут в случае T=300 ℃ приводит к значительному росту микротвердости от 5,1 ГПа до 10,27 ГПа, в то же время при T=500 ℃, значения микротвёрдости увеличиваются до 12,16 ГПа.

Полученные данные показывают, что комплексное воздействие существенно влияет на микротвердость прекурсоров порошковой смеси 3Nb-0,88Al. При кратковременной механической активации перемешивание исходных компонентов оказывается недостаточным для образования твёрдых растворов и формирования упорядоченных фаз. По нашему мнению, существенный рост микротвёрдости после отжигов 300 и 500 ℃ по сравнению с состоянием после механической активации обусловлен образованием упорядоченных соединений. Таким образом, повышение эффективности перемешивания с увеличением продолжительности механической активации, помимо формирования упорядоченных фаз непосредственно в процессе механической активации [2], за счёт образования твёрдых растворов способствует увеличению объёмной доли упорядоченных соединений при последующих отжигах при температурах, существенно ниже их термодинамически ожидаемых границ в соответствии с диаграммой состояний [3].

Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Национального исследовательского Томского государственного университета.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0005.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Wei L. K. Producing metal powder from machining chips using bill milling process / L. A. Wei [et al.] // A Rev. Mater., 2023, V, 16, № 13, P, 4635, https://doi.org/10.3390/ma16134635
2. Osipov D. A. Influence of high-energy ball-milling duration on Nb-Al powder mixture microhardness / D, A, Osipov [et al.] // Russ. Phys. J., 2024, V, 67, № 11, P, 1599-1602, https://doi.org/10.1007/s11182-024-03287-x.
3. Binary alloy phase diagrams / T. B. Massalski [et al.], OH: ASM international, 1990, 3589 p.

УДК 620.22:669

Виталий Павлович Кулевич[1*], Артем Игоревич Богданов[1], Виктор Георгиевич Шморгун[1]

[1] ФГБОУ ВО «Волгоградский государственный технический университет», г. Волгоград, Россия

[*]*kulevich.vp@gmail.com*

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА, АРМИРОВАННЫХ АЛЮМООКСИДНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ

Представлены результаты исследования, структуры, фазового состава и свойств покрытий на поверхности титанового сплава, полученных методом жидкостного алитирования с последующей термической обработкой. В результате алитирования на поверхности титана формируется сплошное алюминиевое покрытие толщиной 30-40 мкм. Показано, что при термической обработке формируется гетерогенная структура покрытия: его внешний слой имеет каркасное строение, состоящее из частиц $TiAl_3$, окруженных сеткой Al_2O_3 + TiO_2, а внутренний сплошной слой, прилегающий к титану, состоит из слоев интерметаллидов $TiAl_2$, TiAl и Ti_3Al. Полученное покрытие способствует повышению жаростойкости и износостойкости титанового сплава.

Ключевые слова: титан, алюминий, алитирование, покрытия, оксиды, интерметаллиды, диффузия.

Vitaliy P. Kulevich, Artem I. Bogdaonov, Victor G. Shmorgun

FORMATION OF THE COATINGS STRUCTURE BASED ON TITANIUM ALUMINIDES REINFORCED WITH ALUMINUM OXIDE FILLER

The results of a study of the structure, phase composition, and properties of titanium alloy surface coatings obtained by liquid calorizing followed by heat treatment are presented. Aluminizing results in the formation of a continuous aluminum coating 30-40 μm thick on the titanium surface. It is shown that heat treatment results in the formation of a heterogeneous coating structure: its outer layer has a framework structure consisting of $TiAl_3$ particles surrounded by an Al_2O_3 + TiO_2 network, while the inner continuous layer adjacent to the titanium consists of layers of $TiAl_2$, TiAl, and Ti_3Al intermetallic compounds. The resulting coating contributes to increased heat and wear resistance of the titanium alloy.

Key words: titanium, aluminum, aluminizing, coatings, oxides, intermetallics, diffusion.

© Кулевич В.П., Богданов А.И., Шморгун В.Г.

Титан и его сплавы отличаются низкой жаростойкостью и износостойкостью, что затрудняет их применение для деталей, работающих при температурах выше 600 °С и в условиях фрикционного износа. Обычно на поверхность титана и титановых сплавов наносят алюминиевые покрытия методами плакирования [1], напыления [2], осаждения [3], лазерным синтезом [4]. В настоящей работе проведено исследование влияния режимов термообработки покрытий, полученных при алитировании погружением в расплав титана ВТ1-0, на структуру, состав и свойства покрытий.

Алитирование образцов из технического титана ВТ1-0 размером 10×10×2 мм осуществляли при их погружении в расплав алюминиевого сплава марки АД1. Для получения расплава навеску сплава АД1 нагревали в печи SNOL 8.2/1100 до температуры 760 °С в графитовом тигле. Титановые образцы предварительно зачищали на наждачной бумаге зернистостью до 800 и обезжиривали. Подготовленные образцы погружали в ванну с расплавом на 2 мин, а затем извлекали из тигля и охлаждали на воздухе. Таким образом все титановые образцы были покрыты однородным слоем алюминиевого сплава толщиной около 30-40 мкм.

Термическую обработку алитированных образцов проводили в печи SNOL 8.2/1100 при двух температурах – 700 и 850 °С. Этот диапазон обеспечивал получение расплава алюминия и отсутствие полиморфного превращения в титане.

Электронооптические исследования и определение химического состава (ЭДС анализ) осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Рентгенофазовый анализ (РФА) выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в излучении медного анода (λ=1,5418Å). В качестве монохроматора на первичном пучке устанавливалось зеркало Гёбеля. Регистрация дифракционной картины осуществлялась с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160.

Покрытие, полученное после жидкостного алитирования (рис. 1), на поверхности состоит из закристаллизовавшейся алюминиевой матрицы, а по границе с подложкой присутствуют светлые включения округлой формы размером 250-400 нм с составом ~83-84 ат. % Al и ~16-17-ат. % Ti.

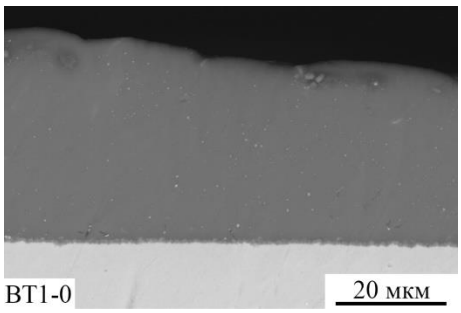
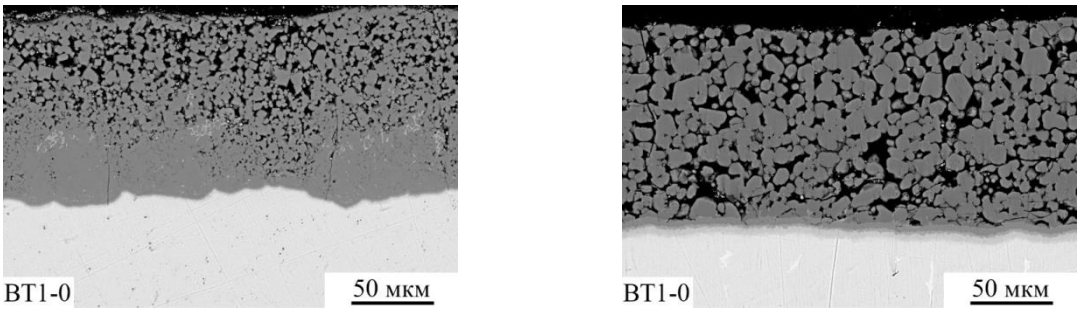


Рис. 1. СЭМ изображения покрытия на титане ВТ1-0

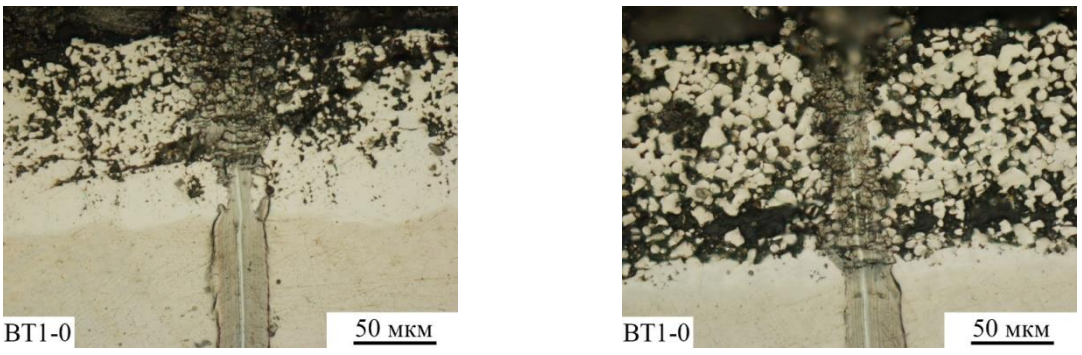
После термической обработки при 700 °С формируется покрытие с дисперсной структурой (рис. 2, а). Округлые частицы $TiAl_3$ оказываются разделенными между собой оксидами. Анализ данных энергодисперсионного анализа показал, что при температуре 700 °С фазовый состав внешнего слоя покрытия не изменяется и представляет собой частицы интерметаллида $TiAl_3$, разделенные между собой оксидной сеткой. Оксиды богаты алюминием (55-64 ат.%), в то время как содержание кислорода в них не превышает 25 ат.%.

Повышение температуры термообработки покрытий до 850 °С способствует интенсификации диффузионных процессов и увеличению доли оксидной сетки в составе покрытия (рис. 2, б). Более высокая температура способствует насыщению покрытия кислородом, на что указывает значительное увеличение концентрации кислорода в оксидной сетке (до 50 ат. %). Кроме того, наблюдается образование алюминида $TiAl_2$ по границам частиц $TiAl_3$ после 5 ч выдержки.



а *б*

Рис. 2. СЭМ изображения покрытий после ТО при 700 °С, 5 ч (*а*) и 850 °С, 5 ч (*б*)



а *б*

Рис. 3. Структура покрытий после ТО 700 °С (*а*) и 850 °С (*б*) с микроцарапинами, нанесенными под нагрузкой 0,5 Н

Проведенные испытания методом царапания позволили оценить адгезионную и когезионную прочность покрытий (рис. 3). После термообработки при 700 °С покрытие имеет более протяженную зону без оксидных включений со стороны титана, обладающую более высокой твердостью. В этой зоне наблюдаются когезионные трещины, расходящиеся в стороны от царапины. Переход к зоне с оксидными

включениями сопровождается уширением царапины и образованием более крупных трещин, приводящих к частичному скалыванию покрытия. Трещин, указывающих на адгезионное разрушение, не наблюдается.

После термообработки при 850 °С по всему покрытию равномерно распределены интерметаллидная и оксидная составляющие. Переход от титановой подложки в покрытие, несмотря на высокую твердость алюминидов и оксидов, практически не меняет ширины царапины. Прохождение индентора по покрытию сопровождается скалыванием отдельных включений интерметаллида и оксидов и последующим их выносом из зоны царапания. Адгезионных и когезионных трещин в покрытии при этом не наблюдается вплоть до нагрузки в 3 Н.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20030, https://rscf.ru/project/25-29-20030/ и гранта администрации Волгоградской области по соглашению №6 от 30.07.25 г.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия /Л.М. Гуревич [и др.] - М.: Металлургиздат, 2016. -346 с.
2. Effect of surface aluminizing on long-term high-temperature thermal stability of TC4 titanium alloy / Dai J. [и др.] // Surface Review and Letters. – 2016. – V. 23. – № 02. – P. 1550102.
3. In situ synthesis of titanium-aluminides in coating with supersonic free-jet PVD using Ti and Al nanoparticles / A. Yumoto [и др.] // Surface and Coatings Technology. – 2003. – V. 169. – № 170. – P.499–503.
4. Heat treatment of in situ laser-fabricated titanium aluminide / Hoosain S. E. [и др.] // Metals. – 2018. – V. 8. – №. 9. – P. 655.
5. Surface Modification of TiAl Intermetallics by Liquid Aluminizing / I.C.Hsu, S.K.Wu, R.Y.Lin // Materials Chemistry and Physics. – 1997. – V.49. – P. 184-190.

REFERENCES

1. Layered intermetallic composites and coatings / L.M. Gurevich [et al.] - M.: Metallurgy Publishing House, 2016. - 346 p.
2. Effect of surface aluminizing on long-term high-temperature thermal stability of TC4 titanium alloy / Dai J. [et al.] // Surface Review and Letters. – 2016. – V. 23. – № 02. – P. 1550102.
3. In situ synthesis of titanium-aluminides in coating with supersonic free-jet PVD using Ti and Al nanoparticles / A. Yumoto [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2003. – V. 169. – № 170. – P.499–503.
4. Heat treatment of in situ laser-fabricated titanium aluminide / Hoosain S. E. [et al.] // Metals. – 2018. – V. 8. – №. 9. – P. 655.

5. Surface Modification of TiAl Intermetallics by Liquid Aluminizing / I.C.Hsu, S.K.Wu, R.Y.Lin // Materials Chemistry and Physics. – 1997. – V.49. – P. 184-190.

УДК:666.653.2

Александр Андреевич Миллер[1], Михаил Юрьевич Агафонов[1], Роман Рафаэлович Хабиров[1]

[1]Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия

** miller.2020@stud.nstu.ru*

ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ СУШКИ ОКСИДА МАРГАНЦА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРОШКОВ И СПЕЧЕННЫХ MN-ZN ФЕРРИТОВ

В данной работе изучалось влияние способа сушки порошков оксидов марганца, полученных химическим осаждением, на микроструктуру и магнитные свойства Mn-Zn ферритов. Методом сублимационной сушки был получен порошок с удельной площадью поверхности 36,9 $м^2/г$, состоящий из смеси α-Mn_3O_4 и $Mn(OH)_2$. В результате сушки при 160 ºС был сформирован α-Mn_3O_4 с удельной площадью поверхности 20 $м^2/г$. В структуре Mn-Zn ферритов, спеченных с применением оксида марганца, высушенного методом сублимационной сушки сформировалось 2,4 об. % аномально крупных зерен, что привело к увеличению магнитных потерь при 1 МГц.

Ключевые слова: Mn-Zn ферриты, химическое осаждение, сублимационная сушка, синтез оксида марганца, удельная площадь поверхность.

Alexander A. Miller, Mikhail Y. Agafonov, Roman R. Khabirov

THE INFLUENCE OF MANGANESE OXIDE DRYING CONDITIONS ON THE FORMATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF POWDERS AND SINTERED MN-ZN FERRITES

This work studied the influence of the drying method of manganese oxide powders, obtained by chemical precipitation, on the microstructure and magnetic properties of Mn-Zn ferrites. A powder with a specific surface area of 36.9 m^2/g, consisting of a mixture of α-Mn_3O_4 and $Mn(OH)_2$. was obtained by freeze-drying. As a result of drying at 160 ºC, α-Mn_3O_4 with a specific surface area of 20 m^2/g was formed. The structure of Mn-Zn ferrites sintered using manganese oxide dried by the freeze-drying method developed 2.4 vol. % of abnormally large grains, which led to an increase in magnetic losses at 1 MHz.

Key words: Mn-Zn ferrites, chemical precipitation, freeze-drying, manganese oxide synthesis, specific surface area.

© Миллер А. А., Агафонов М. Ю., Хабиров Р. Р.

Благодаря высокой магнитной проницаемости и электрическому сопротивлению Mn-Zn ферриты применяют для изготовления сердечников трансформаторов, фильтров электромагнитных помех и дросселей. На магнитные свойства готового изделия влияет распределение Fe^{3+}, Zn^{2+}, Mn^{3+} в кристаллической решётке феррита, количество примесей, фазовый состав, удельная площадь поверхности ($S_{уд}$) и форма частиц порошков ферритообразующих оксидов [1].

Химическое осаждение из раствора является эффективным методом получения $Mn(OH)_2$ и $S_{уд}$. Несмотря на значительное количество исследований химически осажденных оксидов марганца [2], влияние способа сушки после осаждения на структуру и магнитные свойства Mn-Zn ферритов слабо изучено. Соответственно, целью данной работы является изучение влияния условий сушки продуктов осаждения из водного раствора $MnSO_4*5H_2O$ на формирование структуры и свойств порошков и спеченных Mn-Zn ферритов.

Оксид марганца был получен из водной раствора $MnSO_4*5H_2O$ осаждением 25 % водным раствором NH_4OH. Продукты осаждения подвергали старению в течении 16-18 часов, декантированию и промывке дистиллированной водой. Промытый порошок высушивали сублимационной сушкой (метод 1) или в сушильной камере при 160 °С (метод 2). Высушенный порошок прокаливали при 1000 °С 2 часа. Фазовый состав определяли методом дифракции рентгеновского излучения на дифрактометре Adwin POWDIX 600. Удельную площадь поверхности измеряли методом адсорбции-десорбции азота на установке Sorbi-MS. Порошки оксида марганца после прокалки смешивали с α-Fe_2O_3 и ZnO в шаровой мельнице. Смесь оксидов прокаливали при 1000 °С. Прокалённую смесь измельчали в шаровой мельнице, гранулировали и прессовали для получения кольцевых образцов. Спекание проводили при 1300 °С в течение 6 часов с выдержкой при пониженном давлении кислорода.

У полученных образцов были измерены средний размер зёрен (d), доля аномально крупных зёрен (n), средний размер аномально крупных зёрен (l), кажущаяся плотность (ρ) методом гидростатического взвешивания. Начальная магнитная проницаемость ($\mu_н$) была рассчитана по методу измерения индуктивности кольцевых сердечников с обмоткой из 20 витков медного кабеля при температурах 25 и 100 ºС на измерителе импеданса TH2840B. BH-анализатор DX-2012SA (DEXINMAG) был использован для измерения магнитных потерь при магнитной индукции равной 50 мТ при частоте переменного тока 1 МГц. Измерения проводили при температурах 25 и 100 ºС.

Осаждением и сублимационной сушкой получен порошок с $S_{уд}$ 36,9 $м^2/г$, состоящий из смеси α-Mn_3O_4 и $Mn(OH)_2$. В результате осаждения и сушки при 160 ºС сформирован α-Mn_3O_4 с $S_{уд}$ 20 $м^2/г$. Снижение $S_{уд}$ связано с агрегацией частиц при увеличении температуры сушки.

Экспериментально установлено, что изменение фазового состава порошков обусловлено пониженным давлением воздуха в процессе сублимационной сушки. В результате не происходит полного формирования соединения α-Mn_3O_4, сохраняются $Mn(OH)_2$. Экспериментальные данные сходятся с результатами полученными в работе [3]. Установлено, что после прокалки при 1000 ºС независимо от способа сушки сформировался α-Mn_2O_3 с $S_{уд}$ 1,5 $м^2/г$. Прокалка порошковых смесей ферритобразующих оксидов приводит к формированию фаз шпинели, α-Fe_2O_3 и $ZnMn_2O_4$. Влияние способа сушки осажденных порошков оксида марганца на $S_{уд}$ прокаленных порошковых смесей не выявлено.

Результаты определения параметров микроструктуры, плотности и магнитных характеристик представлены в таблице.

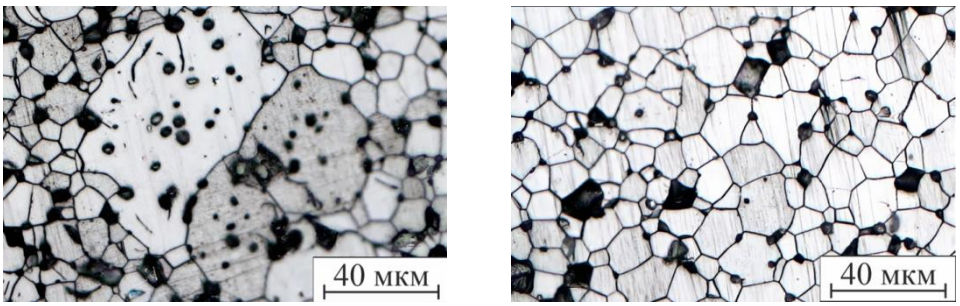
Таблица

Влияние способа сушки осадков на структуру и свойства образцов

Способ сушки	d, мкм	P, об. %	d_a, мкм	ρ, $г/см^3$	μ_i при 25 ºС	μ_i при 100 ºС	Ps, мТ при 25 ºС	Ps, мТ при 100 ºС
Метод 1	8,7 ±2,2	2,4	135,1	4,81	3000	3730	161	215
Метод 2	8,8 ±2,3	-	-	4,79	3080	3740	141	141

Проведенные результаты свидетельствуют, о том что сублимационная сушка осажденных порошков оксида марганца приводит к формированию аномально крупных зёрен в структуре образцов (рисунок).

Полученные результаты объясняются следующим. В результате термической обработки смесей ферритообразующих оксидов, полученных из оксидов марганца с различным методом сушки, возможно формирование порошков ферритов с разной морфологией [4]. Сложная форма частиц создаёт условия для неоднородной скорости миграции границ, что приводит к аномальному росту зерна – [1].



а *б*

Рис. Микроструктура спечённого феррита с различными методами сушки:
а – метод 1 ; *б* – метод 2

В теле аномально крупных зерен зафиксировано присутствие пор (рисунок). Формирование внутризеренной пористости обусловлено высокой скоростью миграции границ аномально крупных зерен, что приводит к захвату пор. Сформированная внутризеренная пористость не оказала значительного влияния на плотность материалов из-за малого объёма аномально крупных зерен. Начальная магнитная проницаемость ферритов, полученных различными способами сушки оксида марганца, отличается незначительно в связи с близким средним размером зерен. Формирование аномально крупных зерен привело к повышенным магнитным потерям при 1 МГц. Рост магнитных потерь составляет 14 % при 25 ºС, и 53 % при 100 ºС. На основе экспериментальных данных можно сделать вывод, что высокая удельная площадь поверхности осаждённого оксида марганца приводит к формированию аномально крупных зёрен. Наличие аномально крупных зёрен ведёт к увеличению магнитных потерь при высоких частотах перемагничивания материалов.

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов" НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Проблемы порошкового материаловедения / В. Н. Анциферов [и др.].: Екатеринбург: УрО РАН, 2004. IV. 394 с.
2. W. Wei Manganese oxide-based materials as electrochemical supercapacitor electrodes / Wei W. et al. //Chemical society reviews. 2011. Т. 40. №. 3. P. 1697-1721.doi.org/10.1039/c0cs00127a.
3. R. Zhang Effects of Drying Operation on the Mn 2+ Removal Activity of MnO x: Performance and Mechanism / Zhang R. et al. //Water (20734441). 2025. Т. 17. №. 2.https://doi.org/10.3390/w17020261.
4. Arévalo-Cid P. Comparative structural, morphological and magnetic study of Mn-Fe2O4 nanopowders prepared by different synthesis routes / Arévalo-Cid P. et al. //Materials Research Bulletin. 2020. Т. 123. P. 110726. doi.org/10.1016/j.materresbull.2019.110726.

REFERENCES

1. Problems of powder materials science / V. N. Antsiferov [et al.].: Yekaterinburg: UrO RAT, 2004. IV. P. 394.
2. W. Wei Manganese oxide-based materials as electrochemical supercapacitor electrodes / Wei W. et al. //Chemical society reviews. 2011. Т. 40. №. 3. P. 1697-1721.doi.org/10.1039/c0cs00127a.

3. R. Zhang Effects of Drying Operation on the Mn 2+ Removal Activity of MnO x: Performance and Mechanism / Zhang R. et al. //Water (20734441). 2025. Т. 17. №. 2.https://doi.org/10.3390/w17020261.
4. Arévalo-Cid P. Comparative structural, morphological and magnetic study of MFe2O4 nanopowders prepared by different synthesis routes / Arévalo-Cid P. et al. //Materials Research Bulletin. 2020. Т. 123. P. 110726. doi.org/10.1016/j.materresbull.2019.110726.

УДК 666.9-129

Дмитрий Алексеевич Наседкин[1*], Кристина Александровна Антропова[1]

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*] *E-mail: nasedkin.2023@stud.nstu.ru*

ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В МАТЕРИАЛАХ СИСТЕМЫ Al_2O_3-CeO_2 ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ СПЕКАНИИ

Проведено исследование керамических материалов из оксида алюминия с добавкой оксида церия, полученных методов электроискрового спекания. Методом рентгенофазового анализа, установлено, что материалах рассмотренной системы формирование гексаалюмината церия ($CeAl_{11}O_{18}$) происходит с образованием промежуточной фазы $CeAlO_3$. При электроискровом спекании фаза $CeAl_{11}O_{18}$ формируется при температурах от 1300 °С.

Ключевые слова: алюминиевая керамика, электроискровое спекание, фазообразование, гексаалюминат церия, алюминат церия.

Dmitry A. Nasedkin, Kristina A. Antropova

PHASE FORMATION IN Al_2O_3-CeO_2 SYSTEM MATERIALS DURING SPARK PLASMA SINTERING

A study was conducted on ceramic materials based on aluminum oxide with the addition of cerium oxide, fabricated by spark plasma sintering. X-ray phase analysis revealed that the formation of cerium hexaaluminate ($CeAl_{11}O_{18}$) in the studied system proceeds through the intermediate phase $CeAlO_3$. During spark plasma sintering, the $CeAl_{11}O_{18}$ phase forms at temperatures above 1300 °C.

Key words: alumina ceramics, electric spark sintering, phase formation, hexaaluminate cerium, aluminate cerium.

В наши дни широкое применение в промышленности нашли керамические материалы на основе Al_2O_3, благодаря высокой твердости, легкости, в сочетании с высокой теплопроводностью, электроизоляционными свойствами, химической стабильностью и т.д. Из Al_2O_3-керамики изготавливают изделия, применяемые для электроники и электротехники, в медицине и для иных конструкционных назначений [1].

Для улучшения комплекса свойства алюмооксидной керамики прибегают к использованию различных добавок. В качестве добавок выступают Mg, Ca, La и т.д., воздействие которых заключается в контроле

© Наседкин Д. А., Антропова К. А.

роста зерен, что положительно сказывается на плотности и твердости спеченных материалов [2, 3]. Известно, что оксиды щелочных, щелочно- и редкоземельных металлов используются в качестве добавок для формирования гексаалюминатов, с целью повышения трещиностойкости за счет призматической формы этих кристаллов [4]. Реакция формирования гексаалюмината церия между Al_2O_3-CeO_2 затруднительна, однако активно протекает в системе Al_2O_3-Ce_2O_3 [5]. В данной работе использовали метод электроискрового спекания (SPS) в вакууме. В таких условиях происходит восстановление CeO_2 до Ce_2O_3. Также достоинствами метода SPS являются: быстрая скорость нагрева, контроль температуры и давления [6]. В статье [7], зафиксировано формирование алюмината церия с помощью метода SPS при температуре 1400 °C, а гексаалюмината – 1500 °C. В другой работе [8], материал был получены методом твердофазного синтеза, температура формирования алюмината составила 1000 °C, однако реакция завершилась только при 1500 °C без формирования гексаалюмината. Это указывает на необходимость детального анализа процессов фазообразования в Al_2O_3-керамике с церийсодержащими добавками.

Целью данной работы являлось исследование фазового состава материалов системы оксид алюминия-оксид церия, полученных методом электроискрового спекания при различных температурах.

В качестве исходных материалов использовали порошок α-Al_2O_3 и кристаллогидрат нитрата церия ($Ce(NO_3)_3 \cdot 6H_2O$). Диспергирование 50 % водных суспензий Al_2O_3 проводили с помощью шаровой мельницы в течение 2 часов. В качестве диспергатора использовали 2 масс. % цитрата аммония. Добавку вводили в виде 30 % водного раствора. Необходимое количество нитрата было теоретически рассчитано для формирования 5 масс. % $CeAl_{11}O_{18}$. Для спекания экспериментальных образцов применялась система искрового плазменного спекания MS-1. Спекание проводили в графитовой пресс-формы с использованием графитовой бумаги при температурах от 1000 °C до 1500 °C, с шагом в 100 °C. Давление прессования и выдержка образцов были постоянны и составляли 25 МПа и 20 минут соответственно.

Фазовый анализ спеченных образцов проводился с использованием дифрактограмм, полученных на ADVIN POWDIX 600. Согласно результатам фазовой идентификации, во всех образцах наблюдается фаза α-Al_2O_3. Фазовый состав спеченного при температуре 1000 °C материала представлен Al_2O_3 и CeO_2. При температуре 1100 °C происходит формирование алюмината церия, рефлексы CeO_2 сохраняются. Обнаружен рост интенсивности рефлексов $CeAlO_3$ при увеличении температуры до 1200 °C, в связи с полным протеканием реакции между Al_2O_3 и CeO_2. При температуре 1300 °C наблюдается формирование $CeAl_{11}O_{18}$, при этом фаза алюмината церия сохраняется. С дальнейшим повышением температуры

рефлексы $CeAlO_3$ не обнаружены. Синтез протекает с образованием промежуточных соединений, что можно представить в виде следующей системы уравнений:

$$2CeO_2 + Al_2O_3 \rightarrow 2CeAlO_3 + 1/2O_2$$
$$CeAlO_3 + 5Al_2O_3 \rightarrow 2CeAl_{11}O_{18}$$

Таким образом, при электроискровом спекании порошковых смесей оксида алюминия и диоксида церия образование гексаалюмината церия происходит при температурах выше 1300 °С. Установлено, что формирование гексаалюмината церия происходит с образованием промежуточной фазы – алюмината церия. Фаза диоксида церия не обнаружена в материалах, спеченных при температурах выше 1100 °С, а алюмината церия – выше 1300 °С.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».

Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Лукин Е. С. Современная оксидная керамика и области ее применения / Е. С. Лукин [и др] // Журнал конструкции из композиционных материалов. 2007. № 1. С. 3-13. https://doi.org/10.1007/s10717-009-9085-y.
2. Karimi Shargh A. H. Enhanced mechanical and optical properties of alumina ceramics via simultaneous magnesium, lanthanum, and zirconium oxide addition in spark plasma sintering / A. H. Karimi Shargh [et al] // Scientific Reports. 2025. V. 15. Art. 6197. https://doi.org/10.1038/s41598-025-06197-1.
3. Altay A. Microstructural evolution of calcium-doped α-alumina / A. Altay, M. A. Gülgün // Journal of the American Ceramic Society. 2003. V. 86, № 4. P. 623–629. https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2003.tb03349.x.
4. Yi S. Novel calcium hexaluminate/spinel-alumina composites with graded microstructures and mechanical properties / S. Yi [et al] // Scientific Reports. 2014. V. 4. Art. 4333. https://doi.org/10.1038/srep04333.
5. Coëffe-Desvaux M. Comparative study on electrical conductivity of CeO_2-doped AlN ceramics sintered by hot-pressing and spark plasma sintering / M. Coëffe-Desvaux [et al] // Materials. 2022. V. 15, № 7. Art. 2399. https://doi.org/10.3390/ma15072399.
6. Leonov A. I. High temperature reactions between Ce_2O_3 and Al_2O_3 and the properties of the cerium aluminates formed / A. I. Leonov, E. K. Keler //

Russian Chemical Bulletin. 1962. № 11. P. 1905–1910. https://doi.org/10.1007/BF00921332.
7. Akin I. Effect of CeO_2 addition on densification and microstructure of Al_2O_3–YSZ composites / I. Akin [et al] // Ceramics International. 2011. V. 37. P. 3273–3280. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2011.05.123.
8. Bódis E. Preparation and characterization of fibrous alumina and zirconia toughened alumina ceramics with gradient porosity / E. Bódis [et al] // Nanomaterials. 2022. V. 12. Art. 4165. https://doi.org/10.3390/nano12234165.

REFERENCES

1. Lukin E. S. Sovremennaya oksidnaya keramika i oblasti ee primeneniya / E. S. Lukin [et al] // Zhurnal konstrukcii iz kompoziciionnykh materialov. 2007. № 1. S. 3–13. https://doi.org/10.1007/s10717-009-9085-y.
2. Karimi Shargh A. H. Enhanced mechanical and optical properties of alumina ceramics via simultaneous magnesium, lanthanum, and zirconium oxide addition in spark plasma sintering / A. H. Karimi Shargh [et al] // Scientific Reports. 2025. V. 15. Art. 6197. https://doi.org/10.1038/s41598-025-06197-1.
3. Altay A. Microstructural evolution of calcium-doped α-alumina / A. Altay, M. A. Gülgün // Journal of the American Ceramic Society. 2003. V. 86, № 4. P. 623–629. https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.2003.tb03349.x.
4. Yi S. Novel calcium hexaluminate/spinel-alumina composites with graded microstructures and mechanical properties / S. Yi [et al] // Scientific Reports. 2014. V. 4. Art. 4333. https://doi.org/10.1038/srep04333.
5. Coëffe-Desvaux M. Comparative study on electrical conductivity of CeO_2-doped AlN ceramics sintered by hot-pressing and spark plasma sintering / M. Coëffe-Desvaux [et al] // Materials. 2022. V. 15, № 7. Art. 2399. https://doi.org/10.3390/ma15072399.
6. Leonov A. I. High temperature reactions between Ce_2O_3 and Al_2O_3 and the properties of the cerium aluminates formed / A. I. Leonov, E. K. Keler // Russian Chemical Bulletin. 1962. № 11. P. 1905–1910. https://doi.org/10.1007/BF00921332.
7. Akin I. Effect of CeO_2 addition on densification and microstructure of Al_2O_3–YSZ composites / I. Akin [et al] // Ceramics International. 2011. V. 37. P. 3273–3280. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2011.05.123.
8. Bódis E. Preparation and characterization of fibrous alumina and zirconia toughened alumina ceramics with gradient porosity / E. Bódis [et al] // Nanomaterials. 2022. V. 12. Art. 4165. https://doi.org/10.3390/nano12234165.

УДК 538.911; 548.4; 620.172.2

Денис Андреевич Осипов,[1,2*], Иван Владимирович Смирнов[1,2], Константин Вадимович Гриняев[1,2], Иван Александрович Дитенберг[1,2]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

[2]Томский государственный университет, г. Томск, Россия

[*]*osipov_da@ispms.ru*

ФАЗОВАЯ ТРАНСФОРМАЦИЯ В ПОРОШКОВЫХ СМЕСЯХ Ni-Al И Ti-Al СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОСЛЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ

Исследованы фазовые превращения в стехиометрических порошковых смесях 3Ni-Al и 3Ti-1.15Al после высокоэнергетической механической активации. Установлено, что ключевыми факторами, определяющими морфологические изменения в прекурсорах, являются продолжительность механической активации и тип кристаллической решетки компонентов смеси. Выявлено подобие реализации фазовых превращений сопоставляемых систем при одинаковых условиях механической активации.

Ключевые слова: Ni-Al и Ti-Al порошковые смеси, высокоэнергетическая механическая активация, морфология, фазовый состав, упорядоченные соединения.

Denis A. Osipov, Ivan V. Smirnov, Konstantin V. Grinyaev, Ivan A. Ditenberg

PHASE TRANSFORMATION IN STOICHIOMETRIC NI-AL AND TI-AL POWDER MIXTURES AFTER HIGH-ENERGY MECHANICAL ACTIVATION

Phase transformations in stoichiometric 3Ni-Al and 3Ti-1.15Al powder mixtures were investigated after high-energy mechanical activation. It was estabished that the key factors influencing morphological changes in the precursors are the duration of mechanical activation and the type of crystal lattice of the mixture components. A similarity in the realization of phase transformations was observed in the compared systems under identical mechanical activation conditions.

Key words: Ni-Al and Ti-Al powder mixtures, high-energy mechanical activation, morphology, phase composition, ordered compounds.

Одним из актуальных вопросов физики и химии твердого тела является выявление особенностей влияния продолжительности механической активации (МА) на процессы массопереноса,

© Осипов Д. А., Смирнов И. В., Гриняев К. В., Дитенберг И. А.

фазообразования и кинетику процессов формирования твердых растворов в порошковых смесях разного состава. Как известно [1], МА порошков металлов и смесей на их основе не только обеспечивает диспергирование и изменение морфологии частиц порошка, но также способствует формированию внутри них высокодефектного структурного состояния. Наличие высокой плотности дефектов приводит к повышению запасенной энергии системы, а также способствует увеличению коэффициентов диффузии и росту реакционной способности [2, 3]. Кроме того, такая плотность дефектов может способствовать снижению температуры начала синтеза соединений [4, 5].

Целью настоящей работы является выявление и сопоставление структурных параметров прекурсоров порошковых смесей Ni-Al и Ti-Al стехиометрического состава после высокоэнергетической МА разной продолжительности.

Использовались порошки Ni (99,85 %, марки ПНК 1Л5), Ti (99,9 %, марки ПТОМ-2) и Al (98 %, марки ПА-4). На основе этих порошков были сформированы стехиометрические порошковые смеси 3Ni-Al и 3Ti-1.15Al. Такое стехиометрическое соотношение позволяет формировать упорядоченные соединения Ni_3Al и Ti_3Al соответственно.

Исходные компоненты порошковых смесей Ni и Ti характеризуются разными прочностными свойствами и температурами плавления, а в сочетании с Al способны формировать широкий класс упорядоченных высокотемпературных соединений.

Механическая активация порошковых смесей проводилась в планетарной шаровой мельнице АГО-2. Центробежное ускорение шаров составляло 400 м/с^2 (40 g). Продолжительность МА для системы 3Ni-Al составляла 1, 1.5, 2.5, 3.5, 4.5, 5.5 и 10.5 мин, а для системы 3Ti-1.15Al – 1.5, 3.5, 5.5 и 7.5 мин.

Морфология получаемых прекурсоров после МА и энергодисперсионный (ЭДС) анализ химического состава с построением карт распределения элементов проведены с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Vega 3 SBH при ускоряющем напряжении 30 кВ.

Исследование методом рентгеноструктурного анализа (РСА) проведено на дифрактометре «Shimadzu XRD 6000» с использованием Cu K_α излучения. Полнопрофильный рентгенофазовый анализ на основе метода Ритвельда проведен с использованием программного обеспечения Powder Cell 2.4 и “Match!”, а также базы данных PDF-4 (The Powder Diffraction File 4).

В зависимости от продолжительности высокоэнергетической МА порошковых смесей 3Ni-Al и 3Ti-1.15Al, выявлена существенная трансформация морфологии частиц порошка, характеризуемая изменением распределения элементов исходных компонентов смесей с образованием

твердых растворов и фаз упорядоченных соединений. Кинетика данных процессов условно разделяется на несколько этапов.

Первый этап характеризуется образованием конгломератов пластинчатой формы и интенсивным перемешиванием, что в совокупности обеспечивает увеличение протяженности границ сопряжения компонентов смесей и способствует образованию в прекурсорах твердых растворов. В порошковых смесях 3Ni-Al и 3Ti-1.15Al наблюдается формирование твердых растворов алюминия в никеле Ni(Al) и алюминия в титане Ti(Al) после 2.5 мин и 1.5 мин МА соответственно.

Второй этап обусловлен образованием в прекурсорах 3Ni-Al и 3Ti-1.15Al после МА продолжительностью 3.5 мин упорядоченных соединений Ni_3Al (7 об. %) и Ti_3Al (4 об. %) на фоне овализации конгломератов с повышением однородности распределения элементов. Увеличение протяженности границ сопряжения и формирование дефектного состояния способствуют реализации твердофазного синтеза упорядоченных соединений.

На третьем этапе, по мере увеличения продолжительности МА, происходит диспергирование конгломератов при достижении равномерного по объему распределения элементов порошковых смесей. Кроме того, на фоне увеличения объемных долей Ni_3Al до 69 % (после 10.5 мин.) и Ti_3Al до 14 % (после 7.5 мин.) наблюдается формирование более высокотемпературных упорядоченных соединений NiAl и TiAl, объемные доли которых достигают 14 % и 7 %, соответственно.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2026-0005.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Rogachev A.S. Experimental investigation of milling regimes in planetary ball mill / A.S. Rogachev, [et. al] // Powder Technology. 2015. V. 274. P. 44-52 https://doi.org/10.1016/j.powtec.2015.01.009
2. Kolobov Yu.R. Grain boundary diffusion / Yu.R. Kolobov, R.Z. Valiev. Cambridge: Cambridge Int. Science Publ., 2007. 320 p.
3. Mukasyan A.S. Dynamics of phase transformation / A.S. Mukasyan, J.D.E. White // Physica B. 2010. V. 405. P. 778-784. https://doi.org/10.1016/j.physb.2009.10.001
4. White J.D. Thermal explosion in Al− Ni system: Influence of mechanical activation / J.D. White, [et. al] // J. Phys. Chem. A. 2009. V. 113. P. 13541-13547. – https://doi.org/10.1021/jp905175c.
5. Filimonov V.Y. Kinetics of mechanically activated high temperature synthesis of Ni_3Al in the thermal explosion mode / V.Y. Filimonov, [et. al] // Intermetallics. 2011. V. 19. P. 833-840. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.11.028

УДК 538.9

София Александровна Пахолкина[1*], Сергей Геннадьевич Аникеев[1], Надежда Викторовна Артюхова[1], Елена Алдисовна Большевич[1], Вячеслав Владимирович Лобань[1]

Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

[*]*pakholkina200362@gmail.com*

СТРУКТУРА БИОСОВМЕСТИМОГО ПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ДОБАВКАМИ ТИТАНА И НИКЕЛЯ

Показано, что внесение порошков Ti и Ni в различной пропорции к порошку TiNi, полученного методом гидридно-кальциевого восстановления, снижает значение температур спекания и сохраняет регулярную пористую структуру материала на основе TiNi. С увеличением пропорции реакционной добавки улучшается качество спекания: увеличивается средний размер межпоровых перемычек и пор. Методом рентгеноструктурного анализа показано, что в материале представлены следующие фазы – фазы TiNi (B2 и B19′), Ti_2Ni и $TiNi_3$.

Ключевые слова: никелид титана, пористость, реакционная добавка, структура, фазовый состав.

Sofiya A. Pakholkina, Sergey G. Anikeev, Nadezhda V. Artyukhova, Elena A. Bolshevich, Vyacheslav V. Loban

THE STRUCTURE OF THE BIOCOMPATIBLE POROUS MATERIAL BASED ON TINI WITH ADDITIVES OF TITANIUM AND NICKEL

It is shown that the addition of Ti and Ni powders in different proportions to the TiNi powder obtained by the calcium hydride reduction method reduces the sintering temperatures and preserves the regular porous structure of the TiNi-based material. With an increase in the proportion of the reaction additive, the sintering quality improves: the average size of the pore bridges and pores increases, as well as the tensile strength. X–ray diffraction analysis has shown that the following phases are represented in the material: phases TiNi (B2 and B19′), Ti_2Ni and $TiNi_3$.

Key words: TiNi, porosity, reaction additive, structure, phase composition.

Работа направлена на улучшение используемых в настоящее время эндопротезов ребер на основе сплавов TiNi. В результате диффузионного спекания порошковой системы TiNi, Ti и Ni возможно создание шероховатой поверхности стенок пор в пористо-проницаемых материалах на основе никелида титана при сниженных температурах выдержки.

© Пахолкина С. А., Аникеев С. Г., Артюхова Н. В., Большевич Е. А., Лобань В. В.

Поэтому целью данной работы является исследование влияния реакционной добавки Ti и Ni на структурные особенности пористого материала на основе TiNi.

Для создания экспериментальных образцов использовали порошок TiNi (ПВ–Н55Т45), полученный методом гидридно-кальциевого восстановления, а также порошки Ti (ПТЭМ-1) и Ni (ПНК–ОТ4). Получено две смеси: А (TiNi-5Ti-0,5Ni) и Б (Ti-Ni), которые смешивали в различной пропорции ([1:1], [1:0,75], [1:0,5], [1:0,25]). Однократное спекание выполняли в течение 15 минут в электровакуумной печи СНВЭ-1,31/16-И4. Структуру металлической матрицы полученных образцов исследовали методами оптической и растровой электронной микроскопии (РЭМ) с использованием микроскопов Axiovert–40 MAT и Quanta 200 3D, соответственно. Фазовый состав исследовали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 с Cu Kα-излучением.

Определена температура спекания для каждого соотношения, при котором получают пористые материалы с интервалом пористости 55–60 %. Для образца с наибольшей реакционной добавкой температура выдержки составила 1000°С, для образца с наименьшей 1100°С. Показано, что благодаря внесению экзотермических добавок порошков Ti и Ni в различной пропорции к гидридно-кальциевому порошку TiNi сохраняется развитая пористая структура, снижается значение температур спекания.

Установлено, что для образцов, полученных методом диффузионного спекания с реакционной добавкой, средний размер пор и межпоровых перемычек составили 120–140 и 90–120 мкm, соответственно. С увеличением пропорции реакционной добавки межпоровые перемычки укрупняются за счет процессов массопереноса и активации процессов сплавообразования под действием активирующих добавок Ti и Ni.

Исследование микроструктуры полученных образцов методом растровой электронной микроскопии выявило более неоднородный фазово-химический состав, что является следствием введения экзотермических добавок Ti и Ni. Данные рентгенофазового анализа показывают, что в материале содержатся аустенитная фаза TiNi (B2), мартенситная TiNi (B19’), а также вторичные фазы Ti_2Ni, следы фазы $TiNi_3$.

Полученные пористые материалы на основе сложной порошковой шихты удовлетворяют цели создания пористой части композиционных материалов на основе никелида титана.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10232.

УДК 621.793.79

Василий Витальевич Почетуха[1*], Денис Анатольевич Романов[1], Виктор Евгеньевич Громов[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

[*]*Email: v.pochetuha@mail.ru*

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ TiB_2–Ni–Ag ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ И АЗОТИРОВАНИЯ

В настоящем докладе рассмотрены особенности формирования структуры и свойств композиционного покрытия системы TiB_2–Ni–Ag, формирующегося за счет последовательного применения методов электровзрывного напыления, электронно-пучковой обработки и азотирования. Покрытие было сформировано на подложке экспериментального медного образца. Основное назначение данного покрытия – стабильная и долговременная работа в условиях коммутации мощных электрических сетей. Исходя из этого была подобрана композиция на основе диборида титана, никеля и серебра, в том числе дополнительно упрочненная нитридами. Применение электронно-пучковой обработки позволило обеспечить гладкость поверхности, необходимую при работе электрических контактов.

Ключевые слова: электровзрывное напыление, электронно-пучковая обработка, азотирование, композиционное покрытие, структура, свойства, диборид титана, никель, серебро, электрический контакт.

Vasily V. Pochetukha, Denis A. Romanov, Victor E. Gromov

STRUCTURE AND PROPERTIES OF ELECTROEXPLOSIVE COATING OF THE TiB_2–Ni–Ag SYSTEM AFTER ELECTRON-BEAM TREATMENT AND NITRIDING

This report examines the structural and property development of a TiB_2–Ni–Ag composite coating, formed through the sequential application of electroexplosive spraying, electron-beam treatment and nitriding. The coating was formed on an experimental copper substrate. The primary purpose of this coating is stable and long-term operation in high-power electrical circuit switching applications. Based on this, a composition based on titanium diboride, nickel, and silver, including additional nitride hardening, was selected. The use of electron beam treatment ensured the smooth surface required for electrical contacts.

© Почетуха В. В., Романов Д. А., Громов В. Е.

Key words: electroexplosive spraying, electron-beam treatment, nitriding, composite coating, structure, properties, titanium diboride, nickel, silver, electrical contact.

Электроконтактные материалы являются ключевыми структурно-функциональными интегрированными материалами, которые отвечают за управление включением-выключением электрических цепей, электрической проводимости и несение токовых нагрузок [1]. Их эксплуатационные характеристики напрямую связаны с безопасностью и стабильностью энергосистем и электрооборудования [2]. Обычно используемые электроконтактные материалы – это в основном композитные материалы на основе меди или серебра [3]. Матрица отвечает за электро- и теплопроводность, а также участвует в закалке, тем самым повышая устойчивость материала к дуговой эрозии. По сравнению с системами на основе меди, электроконтактные материалы на основе серебра обладают такими преимуществами, как высокая электро- и теплопроводность, малое и стабильное контактное сопротивление, и широко используются в цепях и электроприборах с различными диапазонами мощностных нагрузок [4]. Помимо электропроводности и устойчивости к дуговой эрозии, материалы электрических контактов должны также обладать хорошими механическими свойствами, чтобы соответствовать требованиям по выдерживанию нагрузок и длительному сроку службы, среди которых особенно важна способность к упругой деформации [5]. С одной стороны, материал электрического контакта поддерживает плотный контакт за счет большой упругой деформации, снижает сопротивление контакта и предотвращает возникновение дуги и электрического разряда, вызванных плохим контактом из-за релаксации; с другой стороны, большая упругая деформация помогает уменьшить накопление повреждений, вызванных пластической деформацией, задерживает усталостное разрушение и продлевает срок службы материалов и компонентов электрического контакта [6].

Разработанные нашей исследовательской группой электрические контакты обладают хорошей электро- и теплопроводностью, а их стойкость к дуговой эрозии лучше, чем у современных коммерческих электрических контактов [7]. Также использование экономичного метода электровзрывного напыления позволяет добиться снижения затрат на применение благородных металлов: серебра и золота. А применение финишной электронно-пучковой обработки электровзрывных покрытий позволяет свести к минимуму (до состояния полированного металла) шероховатости покрытий и повысить однородность свойств. Настоящая статья является продолжением цикла работ, посвященных формированию композиционных покрытий со структурой на основе серебряной матрицы, упрочненной включениями различных фаз.

На основе вышеизложенного в настоящем докладе поставлена задача формирования покрытия системы TiB_2–Ni–Ag на медном электрическом контакте с применением последовательно идущих операций электровзрывного напыления, электронно-пучковой обработки и азотирования, а также последующие исследования структуры и свойств полученных покрытий. Возможное применение полученных результатов включает упрочнение медных электрических контактов различной номенклатуры за счет получения на их поверхности покрытия системы TiB_2–Ni–Ag с целью их последующего использования в различных коммутационных аппаратах.

Впервые в мировой практике получены покрытия системы TiB_2-Ni-Ag с использованием трехэтапного метода их формирования, включающего электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование. Методом рентгеноспектрального анализа установлено наличие основных элементов: серебра, никеля и титана. Испарение легкоплавких элементов покрытия под действием высокоскоростного электронного пучка объясняет изменение этих элементов в ходе последующей электронно-пучковой обработки и азотирования.

Подтверждена тенденция снижения шероховатости электровзрывных покрытий после применения электронно-пучковой обработки и азотирования вследствие растекания неровностей поверхности под действием электронного пучка.

Электровзрывное напыление покрытия системы TiB_2-Ni-Ag создает на поверхности образцов неоднородный слой серебристо-серого цвета с рельефом, сформированным течением расплава по поверхности и осаждением конденсированных частиц из гетерогенного плазменного потока. Основными его элементами являются тонкие вытянутые линии, контуры течений и обособленные глобулярные выступы. Основная часть покрытия сформирована в результате воздействия инерционной крупнодисперсной составляющей плазменного пучка.

Электронно-пучковая обработка, применяемая к полученным покрытиям, способствовала разглаживанию рельефа поверхности в результате сложного комплекса явлений, включающих нагрев, плавление, конвективные течения в жидком слое, испарение вещества и последующую кристаллизацию.

Влияние финишного азотирования на микроструктуру заключается в трансформации поверхностного слоя только в крупные включения длинною до 90 мкм, имеющие сложную структуру, состоящую из никелевой матрицы, в которой находятся агломерации частиц TiB_2. Множественные мелкие включения, представленные частицами Ni и TiB_2 с размером не более 5 мкм, смещены ближе к границе между покрытием и подложкой.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа в образцах покрытий системы TiB_2-Ni-Ag после электровзрывного напыления обнаружены следующие фазы: твердые растворы на основе Ag, Cu, Ni, бориды TiB_2 и TiB и интерметаллид TiNi (в меньшей доле). Их массовые доли отличаются от одного образца к другому. Основная доля представлена твердыми растворами – Ag, Cu (подложка), Ni, и боридом TiB_2. Наличие данных композиций предопределяет приемлемые свойства сформированных покрытий: серебро обеспечивает высокую электропроводность, а включения – требуемую твердость.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа после электронно-пучковой обработки наблюдаются те же фазы – твердые растворы на основе Ag, Cu, Ni, бориды TiB_2 и TiB и интерметаллид TiNi, при этом возрастает массовая доля TiNi.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа после азотирования наблюдаются те же самые фазы, которые были и до финишной обработки, изменяется только их массовая доля. Дополнительно появляются нитриды титана, типа TiN. Уменьшается доля интерметаллидной фазы на основе TiNi. Фазы на основе TiNi и TiNiCu(Ag) слабо отличаются друг от друга вследствие вариации элементов (нестехиометрического состава), и, соответственно, параметров решетки.

После электровзрывного напыления покрытий системы TiB_2-Ni-Ag значение нанотвердости составляет H = 4,56±0,42 ГПа, а модуля Юнга E = 120±25 ГПа. После электровзрывного напыления покрытий системы TiB2-Ni-Ag и электронно-пучковой обработки значение нанотвердости составляет H = 5,98±3,11 ГПа, а модуля Юнга E = 170±43 ГПа. После электровзрывного напыления покрытий системы TiB_2-Ni-Ag, электронно-пучковой обработки и азотирования значение нанотвердости составляет H = 4,56±1,12 ГПа, а модуля Юнга E = 115±18 ГПа.

Вне зависимости от режима обработки микротвердость зависит от того попадает ли индентор в серебряно-никелевую матрицу или включения боридов или других упрочняющих фаз. В серебряно-никелевой матрице значение микротвердости по Виккерсу изменяется в пределах 0,26–0,27 ГПа. В местах включений значение микротвердости по Виккерсу изменяется в пределах 26–31 ГПа.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Akbi M. Effects of Arcing in Air on the Microstructure and Morphology of Silver-Based Contact Materials in Correlation With Their Electron Emission Properties / M. Akbi [etc.] // IEEE Transactions on Plasma Science. 2016. V. 44. №. 9. P. 1–11. https://doi.org/10.1109/TPS.2016.2523259.
2. Ma Z. Nano-Y_2O_3 effects on the electrical contact properties of Al_2O_3-$Cu/_{35}Cr3TiB_2$ composites / Z. Ma [etc.] // Materials Characterization. 2024. V. 207. P. 113474. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113474.

3. Kesim M. T. Corrosion, oxidation, erosion and performance of Ag/W-based circuit breaker contacts: A review / M. T. Kesim [etc.] // Corrosion Science. 2018. V. 135. P. 12–34. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.02.010
4. Yuan X. Graphene-enhanced silver composites for electrical contacts: a review / X. Yuan, F. Fu, R. He // Journal of Materials Science. 2024. V. 59. P. 3762–3779. https://doi.org/10.1007/s10853-024-09473-z
5. Tao Q.-Y. Electrical contact properties of AgCuO electrical contact materials / Q.-Y. Tao [etc.] // The Chinese Journal of Nonferrous Metals. 2015. V. 25. №. 5. P. 1244–1249.
6. Cusati T. Electrical properties of graphene-metal contacts / Q.-Y. Tao [etc.] // Scientific Reports. 2017. V. 7. P. 5109. https://doi.org/10.1038/s41598-017-05069-7.
7. Romanov D. A. Increase in properties of copper electrical contacts in formation of composite coatings based on Ni–C–Ag–N system / D. A. Romanov [etc.] // Journal of Materials Research and Technology. 2022. V. 19. P. 947–966. . https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.05.040.

REFERENCES

1. Akbi M. Effects of Arcing in Air on the Microstructure and Morphology of Silver-Based Contact Materials in Correlation With Their Electron Emission Properties / M. Akbi [etc.] // IEEE Transactions on Plasma Science. 2016. V. 44. №. 9. P. 1–11. https://doi.org/10.1109/TPS.2016.2523259.
2. Ma Z. Nano-Y_2O_3 effects on the electrical contact properties of Al_2O_3-$Cu/_{35}Cr3TiB_2$ composites / Z. Ma [etc.] // Materials Characterization. 2024. V. 207. P. 113474. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113474.
3. Kesim M. T. Corrosion, oxidation, erosion and performance of Ag/W-based circuit breaker contacts: A review / M. T. Kesim [etc.] // Corrosion Science. 2018. V. 135. P. 12–34. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.02.010
4. Yuan X. Graphene-enhanced silver composites for electrical contacts: a review / X. Yuan, F. Fu, R. He // Journal of Materials Science. 2024. V. 59. P. 3762–3779. https://doi.org/10.1007/s10853-024-09473-z
5. Tao Q.-Y. Electrical contact properties of AgCuO electrical contact materials / Q.-Y. Tao [etc.] // The Chinese Journal of Nonferrous Metals. 2015. V. 25. №. 5. P. 1244–1249.
6. Cusati T. Electrical properties of graphene-metal contacts / Q.-Y. Tao [etc.] // Scientific Reports. 2017. V. 7. P. 5109. https://doi.org/10.1038/s41598-017-05069-7.
7. Romanov D. A. Increase in properties of copper electrical contacts in formation of composite coatings based on Ni–C–Ag–N system / D. A. Romanov [etc.] // Journal of Materials Research and Technology. 2022. V. 19. P. 947–966. . https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.05.040.

УДК 669-2

Ирина Александровна Спирина[1*], Наталия Борисовна Пугачева[1], Иван Сергеевич Каманцев[1]

[1]Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, 620049, г. Екатеринбург, Россия

[*]*Spirina.2000@mail.ru*

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА

В работе представлены результаты исследований лазерной обработки на формируемую структуру и твердость композиционного материала с матрицей из технически чистого алюминия, армированной частицами карбида бора B_4C. Объемное содержание армирующих частиц составляет 20%, размер частиц 5 – 10мкм. Исследованный композит после высокоэнергетической обработки характеризуется повышенными значениями микротвердости (до HV_{300} = 325) в области расплавления по сравнению с основным материалом (HV_{300} = 100 – 150), а также образованием новых фаз по результатам фазового рентгеноструктурного анализа.

Ключевые слова: лазерная обработка, алюмоматричный композиционный материал, карбид бора, микроструктура, микротвердость.

Irina A. Spirina, Nataliya B. Pugacheva, Ivan S. Kamantsev

EFFECT OF HIGH-ENERGY TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF ALUMINUM-MATRIX COMPOSITE

This paper presents the results of a study of laser treatment on the formed structure and hardness of an aluminum matrix composite material reinforced with boron carbide particles (B4C). The volumetric content of reinforcing particles is 20%, with a particle size of 5–10 μm. The composite studied after high-energy processing is characterized by increased microhardness values (up to HV_{300} = 325) in the melting region compared to the base material (HV_{300} = 90–158), as well as the formation of new phases, according to X-ray diffraction analysis.

Key words: laser treatment, aluminum matrix composite material, boron carbide, microstructure, microhardness.

Современное машиностроение предъявляет высокие требования к конструкционным материалам. На смену традиционным материалам приходят композиты, которые значительно превосходят металлы и их сплавы по функциональным свойствам. Алюмоматричные

© Спирина И. А., Пугачева Н. Б., Каманцев И. С.

композиционные материалы (АМК) отличаются низкой плотностью, повышенной твердостью, прочностью, высокой удельной жесткостью, износостойкостью, повышенным модулем упругости, пониженным коэффициентом теплового расширения и высокой теплопроводностью, а также способны сохранять свои устойчивые свойства в широком диапазоне температур. Создание крупногабаритных конструкций из АМК предполагает использование сварочных технологий, что обусловлено технической невозможностью изготовить деталь целиком стандартными методами обработки композиционных материалов.

В современном машиностроении одним из самых перспективных способов соединения материалов является лазерная сварка и гибридные технологии на ее основе. Способ лазерной сварки является универсальным с точки зрения возможной геометрии и пространственного положения обрабатываемых изделий, а также наиболее производительным по сравнению с дуговыми способами сварки. Обработка высококонцентрированными источниками энергии композиционных материалов сопровождается изменением структуры и химического состава вследствие высокого локального нагрева изделия и протекания физико-химических реакций. Изучение высоконаполненных композиционных материалов позволяет всецело описать механизмы, происходящие в сварочной ванне, где в максимальной степени проявляются фазовые превращения, диффузионное и химическое взаимодействие между структурными составляющими материала.

Текущая работа посвящена оценке влияния высокоэнергетической обработки на формируемую структуру и твердость сварного соединения композиционного материала с матрицей из технически чистого алюминия, армированной частицами карбида бора B_4C. Объёмное содержание армирующих частиц составляет 20%. Композиты были изготовлены методами обработки металлов давлением – прокатка порошковой смеси с нагревом до температур пластификации материала. Заготовки были обработаны лазерным лучом на роботизированном комплексе. Оценка структуры проводилась на поперечных резах образцов методами оптической и растровой микроскопии, рентгеноструктурного и энергодисперсионного методов анализа.

Установлено, что после лазерного оплавления композита в имитированном сварном шве (СШ) происходит частичное растворение карбида бора с образованием соединении Al_3BC, AlB_{12}, присутствие которого зафиксировано при рентгеноструктурном анализе с малой скоростью вращения гониометра (0,25 град./мин) и при микрорентгеноспектральном анализе. В зонах лазерной обработки исследуемого материала было обнаружено выделение интерметаллидов игловидной формы хаотичной направленности (рис. 1).

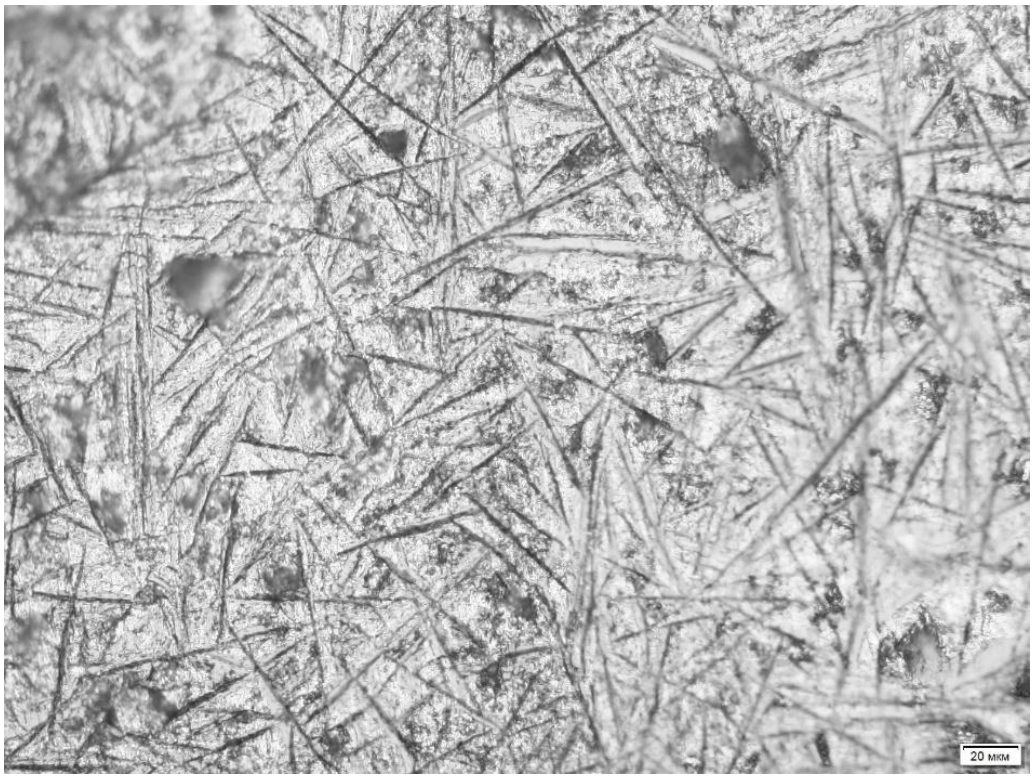


Рис.1 Микроструктура алюмоматричного композита после лазерной обработки

Диссоциация частиц с последующим взаимодействием с материалом матрицы происходила на границе раздела фаз без полного растворения армирующих элементов, что подтверждается результатами фазового рентгеноструктурного анализа.

Твердость зоны СШ составила $HV_{0,3}$ = 240 – 325 $HV_{0,3}$, при твердости исходного композита $HV_{0,3}$ = 90 – 158.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН на оборудовании Центра коллективного пользования «Пластометрия».

УДК 666.653.2

***Роман Рафаэлович Хабиров*[1*], *Анна Владимировна Масс*[1], *Михаил Юрьевич Агафонов*[1], *Александр Андреевич Миллер*[1]**

[1]Новосибирский Государственный Технический Университет, г. Новосибирск, Российская Федерация

[*]*xabirov.2016@stud.nstu.ru*

МИКРОСТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА MN-ZN ФЕРРИТОВ С ДОБАВКОЙ ZrO_2

В работе изучено формирование микроструктуры и магнитные свойства силовых Mn-Zn ферритов, с добавкой 1000 ppm ZrO_2. Установлено, что под действием примесей Ca, Si, Ba формируется структура, состоящая из мелкозернистой матрицы со средним размером зерен 2,6±1,3 мкм и включениями аномально крупных зерен. Добавка 1000 ppm ZrO_2 предотвращает формирование аномально крупных зерен, позволяет повысить плотность с 88 до 95 % от теор., увеличить максимальную магнитную индукцию с 420 до 500 мТл, на 50 % снизить магнитные потери при частоте переменного тока 500 кГц. Основной вклад в уменьшение магнитных потерь связан со снижением потерь на вихревые токи.

Ключевые слова: Mn-Zn ферриты, ZrO_2, зеренная структура, магнитная проницаемость, магнитные потери.

Roman R. Khabirov, Anna V. Mass, Michail Yu. Agafonov, Alexander A. Miller

MICROSTRUCTURE AND MAGNETIC PROPERTIES OF ZrO_2 DOPED MN–ZN FERRITES

This study investigates the evolution of microstructure and the concomitant magnetic properties of power-type Mn–Zn ferrites incorporating an addition of 1000 ppm ZrO_2. Under the influence of Ca, Si and Ba impurities, the microstructure was found to consist of a fine-grained matrix with a mean grain size of 2,6±1,3 μm, together with inclusions of abnormally large grains. The incorporation of 1000 ppm ZrO_2 effectively suppresses the formation of these oversized grains, enabling the densification to increase from 88 % to 95 % of the theoretical value, raising the maximum magnetic induction from 420 mT to 500 mT, and reducing AC magnetic losses at a frequency of 500 kHz by approximately 50 %. The primary mechanism responsible for the reduction in magnetic losses is identified as a substantial decrease in eddy-current losses.

Key words: Mn-Zn ferrites, ZrO_2, grain structure, magnetic permeability, magnetic losses.

© Хабиров Р. Р., Масс А. В., Агафонов М. Ю., Миллер А. А.

Благодаря высокой магнитной проницаемости и индукции насыщения, низким магнитным потерям в полях до 500 кГц Mn-Zn ферриты активно применяют в изготовлении сердечников для трансформаторов, дросселей. Важной проблемой технологии Mn-Zn ферритов является их склонность к формированию аномально крупных зерен в присутствии микропримесей даже с низкой концентрацией [1]. Один из распространённых способов сдерживания роста зёрен – введение нерастворимых добавок. В ряде работ [2, 3] показано, что ZrO_2 может способствовать формированию мелкозернистой структуры, однако разброс литературных данных не позволяет однозначно оценить влияние этой добавки на формирование микроструктуры и свойств Mn-Zn ферритов, содержащих микропримеси, что является целью данной работы.

Ферриты получали смешиванием порошков α-Fe_2O_3 (марка ММ2, чистота 99,8 масс. %), ZnO (чистота 99,5 масс. %), $MnCO_3$ (ч., ГОСТ 7205-77) в шаровой мельнице. Смесь прокаливали при 1000 °С, проводили помол (с добавлением 1000 ppm ZrO_2 в форме оксихлорида циркония), гранулирование, прессование кольцевых сердечников, спекание при 1300 °С с охлаждением в среде с контролируемым давлением кислорода. Химический состав порошков измеряли методом атомно-эмиссионной спектрометрии на установке Гранд-Экспресс (ВМК-Оптоэлектроника). Параметры микроструктуры оценивали на световом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Z1m. Кажущуюся плотность и открытую пористость измеряли методом гидростатического взвешивания. Начальную магнитную проницаемость оценивали методом измерения индуктивности на сердечниках с обмоткой медным кабелем на анализаторе импеданса TH2840B. Максимальную индукцию и магнитные потери измеряли с использованием B-H анализатора DX-2012SA (DEXINMAG).

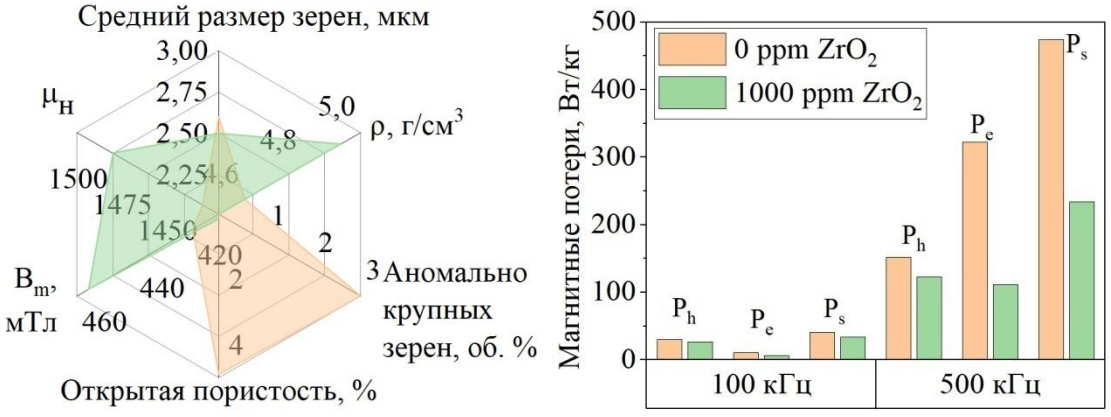
В результате спекания феррита без добавок сформировалась матрица из зерен размером 2,6±1,3 мкм с включениями со средним размером 24 мкм. Доля крупных зерен составляет 3 об. По результатам атомно-эмиссионного спектрального анализа в полученном порошке феррита содержится 600 ppm Ca, 50 ppm Si, 300 ppm Ba. Во многих работах [4] отмечается формирование эвтектик в системах SiO_2-FeO, $CaSiO_2$, CaO-Fe_2O_3, которые способствуют росту аномально крупных зерен в результате жидкофазного спекания. Механизм действия Ba изучен меньше, однако формирование жидкой фазы и связанной с ней неравномерной крупнозернистой структуры в ферритах-шпинелях с примесями 85 ppm Ba отмечается в работе [5]. Таким образом, формирование аномально крупных зерен может быть связано с локальным образованием эвтектики и ускоренным движением границ зерен по механизму жидкофазного спекания.

В феррите с добавкой 1000 ppm ZrO_2 сформировалась равномерная зеренная структура, аномально крупные зерна отсутствуют. Средний

размер зерен при этом не изменился. Увеличение относительной плотности (с 88 до 95 % от теор.) и уменьшение открытой пористости (4,9 до 0,02 %), по сравнению с ферритом без ZrO_2, может быть связано с отсутствием внутризеренных пор, захваченных в процессе роста аномально крупных зерен. Так как скорость диффузии на поверхности зерен выше, чем в объеме, то такие поры не устраняются при спекании, значительно снижая плотность ферритов.

Согласно данным Lin et al. [2] ионы Zr^{4+} имеют низкую растворимость в феррите и склонны к формированию частиц диоксида циркония на границах зерен. Таким образом, отсутствие аномально крупных зерен в ферритах с добавкой ZrO_2 можно объяснить закреплением границ на частицах второй фазы.

Благодаря увеличению относительной плотности и снижению пористости максимальная магнитная индукция B_m в результате добавления ZrO_2 в Mn-Zn феррит выросла на 19 % (рис. а). Гистерезисная составляющая магнитных потерь (P_h) и начальная магнитная проницаемость $\mu_н$ уменьшились за счёт снижения количества пор, которые препятствуют движению магнитных доменов (рис. б). Установлено, что добавка ZrO_2 оказывает наибольшее влияние на вихретоковые магнитные потери P_e. Эта составляющая магнитных потерь в основном определяется электропроводностью феррита, которая в свою очередь зависит от размера зерен. При уменьшении размера зерен (в том числе при сдерживании роста аномально крупных) электропроводность снижается, так как сопротивление границ выше, чем сопротивление тела зерен.



а *б*

Рис. Свойства спеченных ферритов: *а* – размер зерен, кажущаяся плотность (ρ), доля аномально крупных зерен, открытая пористость, максимальная магнитная индукция (B_m), начальная магнитная проницаемость ($\mu_н$); *б* – гистерезисные (P_h), вихретоковые (P_e), общие (P_s) магнитные потери в поле 100 мТл, при 100 и 500 кГц

Согласно работе [3] дополнительный вклад добавки диоксида циркония в электросопротивление марганец-цинковых ферритов обусловлен частичным замещением ионов Fe^{2+} на Zr^{4+}, что ограничивает

обмен электронами между $Fe^{2+} \leftrightarrow Fe^{3+}$. Благодаря добавке 1000 ppm ZrO_2 удалось снизить общие магнитные потери P_s на 50 %, при этом вихретоковая составляющая уменьшилась на 65 % от значений в феррите без добавок.

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов" НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Yan M. F. Impurity-Induced Exaggerated Grain Growth in Mn-Zn Ferrites / M. F. Yan, D. W. Johnson // J. Am. Ceram. Soc. 1978. V. 61. № 7-8. P. 342−349. https://doi.org/ 10.1111/j.1151-2916.1978.tb09325.x.
2. Lin Y. C. Microstructure of zirconia-(MnZn ferrite) / Y. C. Lin, D. Gan, P. Shen // Mater. Sci. Eng. A. 1994. Vol. 188, № 1–2. P. 327–334. https://doi.org/ 10.1016/0921-5093(94)90388-3
3. Lezhong L. Electrical , and Magnetic Properties of ZrO2 Added MnZn Ferrites / L. Lezhong [и др.] // IEEE Trans. Magn. 2008. V. 44. № 44. C. 2107-2112. https://doi.org/ 10.1109/TMAG.2008.2000809.
4. Akashi T. Effect of the Addition of CaO and SiO2 on the Magnetic Characteristics and Microstructures of Manganese-Zinc Ferrites (Mn0.68Zn0.21Fe2.11O4+δ) // Trans. Japan Inst. Met. 1961. V. 2. № 3. P. 171–175. https://doi.org/10.2320/matertrans1960.2.171
5. Paulus M. Croissance des cristaux de ferrite de manganese / M. Paulus, A. Hamelin // Journal of Crystal Growth. 1968. V. 3. № 4. P. 500-503. https://doi.org/10.1016/0022-0248(68)90209-1

REFERENCES

1. Yan M. F. Impurity-Induced Exaggerated Grain Growth in Mn-Zn Ferrites / M. F. Yan, D. W. Johnson // J. Am. Ceram. Soc. 1978. V. 61. № 7-8. P. 342−349. https://doi.org/ 10.1111/j.1151-2916.1978.tb09325.x.
2. Lin Y. C. Microstructure of zirconia-(MnZn ferrite) / Y. C. Lin, D. Gan, P. Shen // Mater. Sci. Eng. A. 1994. Vol. 188, № 1–2. P. 327–334. https://doi.org/ 10.1016/0921-5093(94)90388-3
3. Lezhong L. Electrical , and Magnetic Properties of ZrO2 Added MnZn Ferrites / L. Lezhong [et al] // IEEE Trans. Magn. 2008. V. 44. № 44. C. 2107-2112. https://doi.org/ 10.1109/TMAG.2008.2000809.
4. Akashi T. Effect of the Addition of CaO and SiO2 on the Magnetic Characteristics and Microstructures of Manganese-Zinc Ferrites (Mn0.68Zn0.21Fe2.11O4+δ) // Trans. Japan Inst. Met. 1961. V. 2. № 3. P. 171–175. https://doi.org/10.2320/matertrans1960.2.171
5. Paulus M. Croissance des cristaux de ferrite de manganese / M. Paulus, A. Hamelin // Journal of Crystal Growth. 1968. V. 3. № 4. P. 500-503. https://doi.org/10.1016/0022-0248(68)90209-1

УДК 666.9-129

***Нина Юрьевна Черкасова*[1*]**

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*] *cherkasova.2013@corp.nstu.ru*

ВЛИЯНИЕ ГЕКСААЛЮМИНАТОВ РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Алюмооксидные керамические материалы, содержащие от 5 до 15 масс. % гексаалюминатов лантана и бария, получены методом электроискрового спекания при температуре 1520 °С. Формирование гексаалюминатов в структуре спеченных материалов привело к повышению трещиностойкости композитов. Твердость алюмооксидной керамики составляет 2015±25 Hv. У материала с максимальным содержанием $BaAl_{12}O_{19}$ данная характеристика находится на том же уровне, а с максимальным содержанием $LaAl_{11}O_{18}$ составляет 1910 ± 20 Hv. Наибольший критический коэффициент интенсивности напряжений (4,8±0,1 МПа·м$^{1/2}$) зафиксирован у материала с 15 масс. % $BaAl_{12}O_{19}$, однако при этом наблюдается снижение кажущейся плотности.

Ключевые слова: электроискровое спекание, оксид алюминия, гексаалюминат бария, гексаалюминат лантана, трещиностойкость

Nina Yu. Cherkasova

EFFECT OF VARIOUS CHEMICAL COMPOSITION HEXAALUMINATES ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF ALUMINA-BASED CERAMICS

Alumina ceramic materials containing 5 to 15 wt.% of lanthanum and barium hexaaluminates were fabricated by spark plasma sintering at 1520 °C. The formation of hexaaluminate phases in the sintered materials' structure led to an increase in the fracture toughness of the composites. The hardness of the alumina ceramic is 2015 ± 25 Hv. For the material with the maximum $BaAl_{12}O_{19}$ content, this characteristic remains at the same level, while for the material with the maximum $LaAl_{11}O_{18}$ content, it is 1910 ± 20 Hv. The highest critical stress intensity factor (4.8 ± 0.1 MPa·m$^{1/2}$) was recorded for the material with 15 wt.% $BaAl_{12}O_{19}$; however, a decrease in apparent density was also observed in this case.

Key words: spark plasma sintering, alumina, barium hexaaluminate, lanthanum hexaaluminate, fracture toughness .

© Черкасова Н.Ю.

Керамические материалы на основе оксида алюминия используются для изготовления режущего инструмента, в том числе, сменных режущих пластин [1, 2]. Это обусловлено высокими показателями твердости, износостойкости и прочности керамики подобного состава. В то же время, проблемой использования оксидной керамики в качестве режущего инструмента является ее низкая стойкость к тепловым ударам, что делает невозможным использование смазочно-охлаждающих жидкостей в процессе высокоскоростного точения и ограничивает номенклатуру обрабатываемых материалов, а также низкая трещиностойкость. Один из подходов, связанный с улучшением отмеченных свойств оксидной керамики, связан с формированием в ее структуре гексаалюминатов различного химического состава [3].

На сегодняшний день актуальной задачей является разработка составов керамических материалов на основе оксида алюминия и диоксида циркония, упрочненных гексаалюминатами различного химического состава, характеризующихся высокими механическими свойствами и стойкостью к тепловому удару. Научный интерес представляет исследование физических основ формирования многокомпонентных композиционных керамик, содержащих пластинчатые гексаалюминаты редкоземельных (например, $LaAl_{11}O_{18}$) и щелочноземельных металлов (например, $BaAl_{12}O_{19}$).

При выполнении экспериментальных исследований в качестве исходных порошковых материалов использовали: коммерческий порошок α-Al_2O_3 (чистота 99 %, средний размер частиц 140 ± 50 нм), коммерческий порошок диоксида циркония (3Y-ZrO_2, средний размер частиц 50±14 нм), BaO (чистота 99 %, средний размер частиц 2,7±0,6 мкм), $La(OH)_3$ (получен разложением из нитрата лантана при температуре 750 °С, чистота 99 %, средний размер частиц 0,5±0,1 мкм). Содержание гексаалюминатов в спеченных материалах составляло 5, 10 и 15 масс. %. Экспериментальные образцы получали по технологии, включающей подготовку суспензий и их диспергирование в шаровой мельнице, сушку и последующее электроискровое спекание при температуре 1520 °С в течение 10 минут. Оценивали кажущуюся плотность и открытую пористость методом гидростатического взвешивания, твердость по Виккерсу и трещиностойкость методом индентирования измеряли на твердомере SV-50A при нагрузке 2 кг. Рентгенофазовый анализ проводили с использованием дифрактометра ADVIN PowDix600 в Cu$K\alpha_{1+2}$ излучении.

Типичные рентгеновские дифрактограммы спеченных материалов приведены на рис. 1. В материалах, полученных с использованием гексаалюминатообразующих добавок, кроме рефлексов α-Al_2O_3 зафиксированы фазы $LaAl_{11}O_{18}$ и $BaAl_{12}O_{19}$.

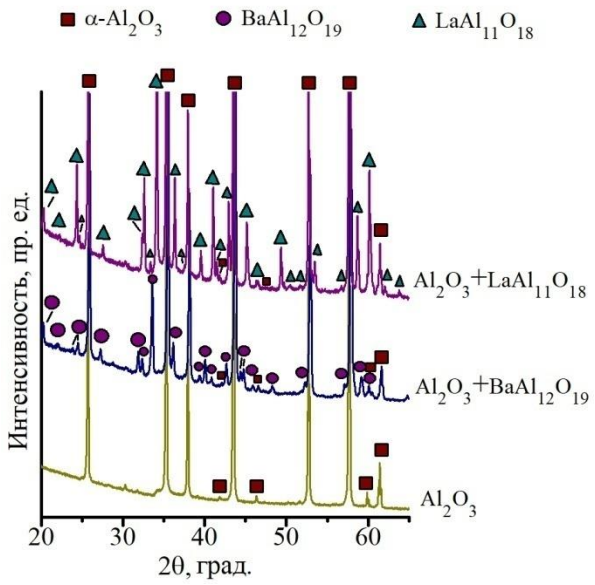


Рис. Типичные рентгеновские дифрактограммы исследуемых спеченных материалов

Плотность относительно теоретической алюмооксидной керамики без добавок составляет 98,9 %. С увеличением содержания гексаалюмината бария наблюдается снижение относительной плотности материалов до 92, 5 % от теоретич. и увеличение открытой пористости. Обратная зависимость зафиксирована для лантансодержащих композитов.

Твердость алюмооксидной керамики составляет 2015±25 Hv. У материала с максимальным содержанием $BaAl_{12}O_{19}$ данная характеристика находится на том же уровне, а с максимальным содержанием $LaAl_{11}O_{18}$ – 1910 ± 20 Hv. Критический коэффициент интенсивности напряжений увеличивается с ростом содержания гексаалюминатов вне зависимости от их состава. При этом наиболее высокие значения наблюдаются у композита с 15 масс. % гексаалюмината бария и составляют 4,8±0,1 МПа·м$^{1/2}$.

Таким образом, установлено, что формирование в спеченной алюмооксидной керамике гексаалюминатов лантана и бария является эффективным способом повышения трещиностойкости. Наиболее высокие значения критического коэффициента интенсивности напряжений зафиксированы у композита с 15 масс. % гексаалюмината бария, однако данная составляющая приводит к более значимому снижению кажущейся плотности в сравнении гексаалюминатом лантана при реализованных режимах получения материалов. Выбор химического состава гексаалюминатообразующей добавки должен быть обусловлен предъявляемыми требованиями к материалам.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-00256, https://rscf.ru/project/24-79-00256/. Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Abyzov A. M. Aluminum Oxide and Alumina Ceramics (review). Part 1. Properties of Al_2O_3 and Commercial Production of Dispersed Al_2O_3 / A. M. Abyzov // Refractories and Industrial Ceramics. 2019. V. 60. № 1. P. 24–32. https://doi:10.1007/s11148-019-00304-2
2. Belousova O.L. Study of the influence of an aluminum oxide additive on the physical and chemical properties of ZrO2 xerogels, powders, and ceramics / O.L. Belousova, N.Y. Fedorenko, T.V. Khamova // Glas. Phys. Chem. 2024. V. 50, № 2. P. 196–202. https://doi:10.1134/S1087659624600261
3. Chemical Composition Stability of Corundum/Zirconium Dioxide Composites in a Biological Media / L.I. Podzorova [и др.]// Inorg. Mater. Appl. Res. 2024. V. 15, № 4. P. 983–987 https://doi:10.1134/S2075113324700497

REFERENCES

1. Abyzov A. M. Aluminum Oxide and Alumina Ceramics (review). Part 1. Properties of Al_2O_3 and Commercial Production of Dispersed Al_2O_3 / A. M. Abyzov // Refractories and Industrial Ceramics. 2019. V. 60. № 1. P. 24–32. https://doi:10.1007/s11148-019-00304-2
2. Belousova O.L. Study of the influence of an aluminum oxide additive on the physical and chemical properties of ZrO2 xerogels, powders, and ceramics / O.L. Belousova, N.Y. Fedorenko, T.V. Khamova // Glas. Phys. Chem. 2024. V. 50, № 2. P. 196–202. https://doi:10.1134/S1087659624600261
3. Chemical Composition Stability of Corundum/Zirconium Dioxide Composites in a Biological Media / L.I. Podzorova [et al]// Inorg. Mater. Appl. Res. 2024. V. 15, № 4. P. 983–987 https://doi:10.1134/S2075113324700497

УДК 621.762.4.045 + 620.172.242

Юлия Геннадьевна Чканникова[1*], Максим Игоревич Агеев[1], Павел Александрович Логинов[1]

[1]Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия

[*]*firestorm567@bk.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА TNM B1, ДИСПЕРСНО УПРОЧНЁННОГО НАНОЧАСТИЦАМИ Ce_2O_3

Аннотация: В данной работе методом порошковой металлургии изготовлены сплавы TNM-B1+0,5%Ce_2O_3 и TNM-B1+1,0%Ce_2O_3, проведено исследование их микроструктуры и показаны результаты испытаний на высокотемпературное сжатие при 800 – 1100 °C. Сплавы характеризуются ламеллярной микроструктурой, однородным распределением компонентов базового сплава и упрочняющих наночастиц Ce2O3. Сплав TNM-B1+0,5%Ce_2O_3 демонстрировал более высокие механические характеристики во всем диапазоне температур испытаний.

Ключевые слова: интерметаллиды, алюминиды титана, TNM-B1, дисперсионное упрочнение, высокотемпературное сжатие, предел прочности на сжатие, ламеллярная структура, сканирующая электронная микроскопия.

Julia G. Chkannikova, Maksym I. Aheiev, Pavel A. Loginov

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF CE_2O_3 NANOPARTICLE REINFORCED TNM-B1 ALLOY

Annotation: In this paper, TNM-B1+0.5%Ce_2O_3 and TNM-B1+1.0%Ce_2O_3 alloys were produced using powder metallurgy, their microstructure was studied, and the results of high-temperature compression tests at 800-1100 °C were presented. The alloys have a lamellar microstructure and a uniform distribution of the base alloy components and Ce_2O_3 strengthening nanoparticles. The TNM-B1+0.5%Ce_2O_3 alloy demonstrated higher mechanical properties over the entire test temperature range.

Keywords: intermetallics, titanium aluminides, TNM-B1, dispersion strengthening, high temperature compression, ultimate compression strength, lamellar structure, scanning electron microscopy.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время интерметаллидные соединения на основе алюминида титана активно применяются в двигателестроении благодаря

© Чканникова Ю. Г., Агеев М. И., Логинов П. А.

таким свойствам как высокая жаропрочность и жаростойкость, а также низкая плотность. Исследования в области интерметаллидных сплавов на основе алюминидов титана направлены, в основном, на повышение их высокотемпературных механических характеристик, что достигается путём легирования сплавов различными элементами и их соединениями.

В настоящей работе представлено исследование интерметаллидного сплава TNM-B1 с добавлением наночастиц Ce_2O_3, полученного методами порошковой металлургии: высокоэнергетической механической обработкой (ВЭМО) порошковых смесей, самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС) и горячим изостатическим прессованием (ГИП) [1, 2]. В производстве сплавов на основе алюминидов титана, порошковая металлургия имеет ряд особенностей в сравнении с классическими методами, такими как, например, литьё. Порошковая металлургия обеспечивает более однородную и тонкую микроструктуру [3], контролируемое структурообразование [4], а применение аддитивных методов производства позволяет производить сложнопрофильные детали, максимально приближенные к заданной геометрии [5]. Методы порошковой металлургии предполагают использование более низких температур консолидации, что, в свою очередь, позволяет снижать остаточные внутренние напряжения в сплавах и повышать механические свойства и сопротивление ползучести конечного изделия [6].

Данная работа является продолжением исследования, посвященного усовершенствованию сплава TNM-B1 путем дисперсного упрочнения наночастицами Y_2O_3 [4]. На следующем этапе модифицирования предложен оксид церия Ce_2O_3, являющийся, с одной стороны, более экономически выгодным, а с другой стороны, обеспечивающий стабильность структуры сплава в широком интервале температур, жаропрочность и окислительную стойкость.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве основы был выбран сплав TNM-B1, который легировали 0,5 и 1 масс. % наночастиц Ce_2O_3. Реакционные смеси были получены из элементных порошков методом ВЭМО, и проведен СВС прессованных брикетов в режиме теплового взрыва. Фракционный состав СВС-порошка после размола находился в диапазоне от 10 до 75 мкм (средний размер D[4,3] = 38 мкм). Порошок был консолидирован методом ГИП на газостате HIRP10/26–200 (ABRA AG, Швейцария) при температуре 1250°C, давлении 160 МПа в среде аргона.

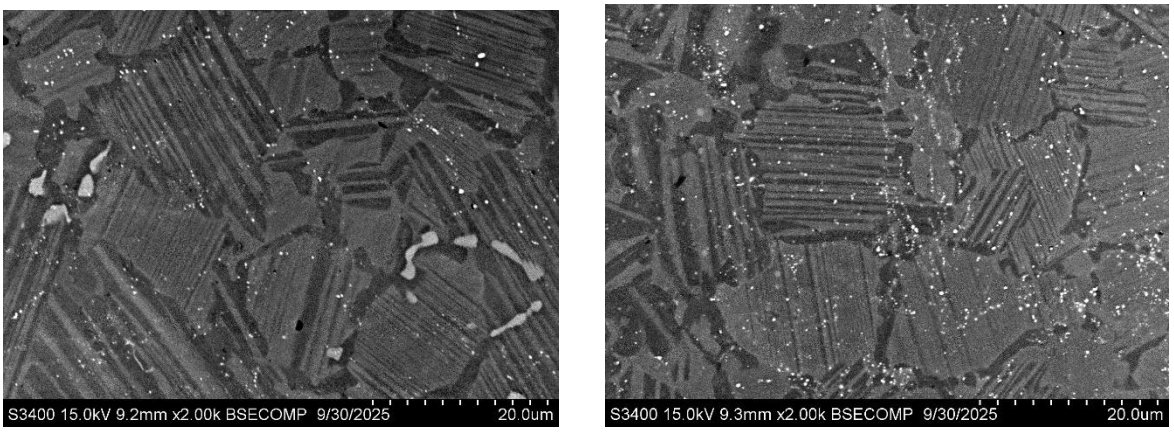
После ГИП часть образцов из сплава в герметичных титановых капсулах подвергали термической обработке (ТО) в вакуумной печи ВСл-16-22-У, (Термионик, Россия) в условиях, предполагающих переход сплава в α-область на фазовой диаграмме Ti-Al. Целью данной операции было создание в сплаве ламеллярной микроструктуры.

Термомеханические испытания по схеме одноосного сжатия цилиндрических образцов проводили в вакууме (~0,1 Па) с применением комплекса физического моделирования Gleeble System 3800 (Dynamic Systems Inc., США).

Диаграммы горячей деформации образцов при воздействии сжимающих напряжений регистрировали в интервале температур от 800 до 1100 °С с шагом 100°С в условиях поддержания постоянной истинной скорости деформации ($d\varepsilon/dt \leq 0{,}001$ c^{-1}) при заданной температуре.

РЕЗУЛЬТАТЫ

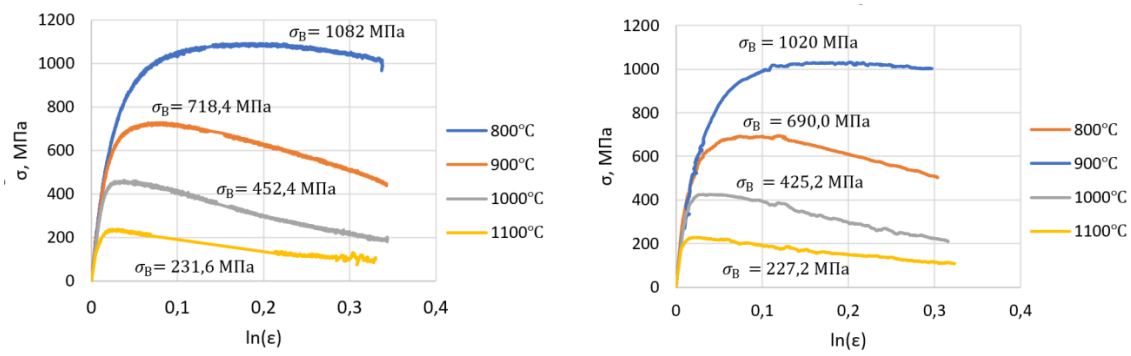
Методом сканирующей электронной микроскопии была исследована микроструктура сплавов TNM-B1+0,5%Ce_2O_3 и TNM-B1+1%Ce_2O_3 (Рисунок 1). Сплавы характеризовались ламеллярной микроструктурой с колониями ламелей размером около 10 мкм. Толщина ламелей γ и α_2 фаз внутри колоний составляла 200-300 нм. Оксид церия представлен в виде равномерно распределенных мелкодисперсных включений, располагающихся как по границам колоний, так и между ламелями γ и α_2 фаз. Также в структуре наблюдаются светлые включения, обогащенные ниобием и молибденом.



а *б*

Рис.1. Микроструктура сплавов TNM-B1 с добавлением: а) 0,5% Ce_2O_3 б) 1% Ce_2O_3

На рисунке 2 представлены диаграммы сжатия образцов из сплавов TNM-B1+0,5%Ce_2O_3 и TNM-B1+1%Ce_2O_3. Сплав с добавкой 0,5%Ce_2O_3 во всем интервале температур испытаний превосходит по пределу прочности сплав с 1% Ce_2O_3. При 800 °С процессы деформационного упрочнения и разупрочнения взаимно скомпенсированы, что подтверждается наличием плато на деформационной кривой. При повышении температуры преобладают процессы разупрочнения, основными из которых являются динамическая рекристаллизация и возврат.



а *б*

Рис.2. Диаграммы сжатия образцов из сплава TNM-B1 с добавлением: а) 0,5% Ce_2O_3 б) 1% Ce_2O_3

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (проект FSME-2025-0003).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Gong Siheng Effect of ball milling speed and sintering temperature on microstructure and properties of TiAl alloy prepared by powder metallurgy / Gong Siheng [et al.] // Procedia Manufacturing. 2020. V. 50. P. 355-361. https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.08.066
2. Zilong Zhang Microstructural evolution of Ti–44.5Al–4Nb–1Mo–0.1B powder and its correlation with hot isostatic pressing structure / Zilong Zhang [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. 2025. V. 35. P. 5997-6006. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.02.228
3. Hao Chen Achieving superplasticity in TiAl alloy via one-step powder metallurgy / Hao Chen [et al.] // Intermetallics. 2025. V. 185. art. 108899. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2025.108899
4. Марков Г.М. Получение новых порошковых жаропрочных сплавов на основе алюминида титана и их применение в технологии селективного лазерного сплавления: Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. / Г.М. Марков. М.: МИСИС, 2024. 162 с.
5. Lin Wang Defects, microstructure and properties in additive manufacturing of TiAl alloys: Formation mechanisms, influencing factors and improvement strategies / Lin Wang [et al.] // Materials & Design. 2025. V.256. art 114235. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2025.114235
6. Dingbang Sun Microstructural evolution and mechanical property improvement of TiAl alloy during powder forging / Dingbang Sun [et al.] // Intermetallics. 2025. V. 187. art. 109015. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2025.109015

REFERENCES

1. Gong Siheng Effect of ball milling speed and sintering temperature on microstructure and properties of TiAl alloy prepared by powder metallurgy /

Gong Siheng [et al.] // Procedia Manufacturing. 2020. V. 50. P. 355-361. https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.08.066
2. Zilong Zhang Microstructural evolution of Ti–44.5Al–4Nb–1Mo–0.1B powder and its correlation with hot isostatic pressing structure / Zilong Zhang [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. 2025. V. 35. P. 5997-6006. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.02.228
3. Hao Chen Achieving superplasticity in TiAl alloy via one-step powder metallurgy / Hao Chen [et al.] // Intermetallics. 2025. V. 185. art. 108899. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2025.108899
4. Markov, G.M. Obtaining New Powder-Based High-Temperature Alloys Based on Titanium Aluminide and Their Application in Selective Laser Melting Technology: Dissertation for the Degree of Candidate of Technical Sciences. / G.M. Markov. Moscow: MISIS, 2024. 162 p.
5. Lin Wang Defects, microstructure and properties in additive manufacturing of TiAl alloys: Formation mechanisms, influencing factors and improvement strategies / Lin Wang [et al.] // Materials & Design. 2025. V.256. art 114235. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2025.114235
6. Dingbang Sun Microstructural evolution and mechanical property improvement of TiAl alloy during powder forging / Dingbang Sun [et al.] // Intermetallics. 2025. V. 187. art. 109015. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2025.109015

СЕКЦИЯ 3

Перспективные материалы и технологии обработки

УДК 620.181

Валерия Евгеньевна Андрюшкина[1*], Елизавета Андреевна Пухова[1], Евдокия Геннадьевна Бушуева[1]

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*] *andryushckina.valeria@yandex.ru*

ОЦЕНКА ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И МИКРОТВЕРДОСТИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ СЛОЕВ, СОДЕРЖАЩИХ W-Zr-B

Исследована микротвердость и износостойкость легированных слоев, полученных на поверхности аустенитной стали 12Х18Н9Т методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой композиции W-Zr-B. Установлено формирование слоя с равномерно распределенными боридами ($(Fe, Cr)_2B$, ZrB, $W_{1.72}B_{7.64}$) и матрицей на основе γ- и α-железа. Микротвердость покрытия составляет 510 $HV_{0.1}$, что в 2,5 раза выше исходного материала. Испытания показали повышение износостойкости в 2 раза при трении о закрепленные абразивные частицы и при газоабразивном изнашивании (угол атаки 60º).

Ключевые слова: вневакуумная электронно-лучевая наплавка, хромоникелевая сталь, микротвердость, износостойкость, бориды.

Valeria E. Andryushkina, Elizaveta A. Pukhova, Evdokiya G. Bushueva

EVALUATION OF THE WEAR RESISTANCE AND MICROHARDNESS OF MODIFIED LAYERS CONTAINING W-Zr-B

The microhardness and wear resistance of alloyed layers produced on the surface of austenitic steel 0.12C-18Cr-9Ni-1Ti by non-vacuum electron beam cladding with a W–Zr–B powder composition were investigated. Microstructural analysis revealed the formation of a surface layer containing uniformly distributed borides ($(Fe, Cr)_2B$, ZrB, $W_{1.72}B_{7.64}$) embedded in a matrix based on γ- and α-Fe. The coating exhibited a microhardness of 510 $HV_{0.1}$, which is 2.5 times higher than that of the base material. Wear tests demonstrated a twofold improvement in wear resistance under fixed abrasive conditions and during gas–abrasive erosion at a 60º impact angle.

Key words: non-vacuum electron beam cladding, chromium-nickel austenitic steel, microhardness, wear resistance, borides.

Область применения хромоникелевых аустенитных сталей охватывает многочисленные секторы промышленности, характеризующиеся необходимостью обеспечения высокой коррозионной стойкости материалов. При этом зачастую эксплуатационные условия требуют наличия комплекса свойств. В частности, в горнодобывающей,

© Андрюшкина В. Е., Пухова Е. А., Бушуева Е. Г.

химической и пищевой промышленности, наряду с воздействием агрессивных химических сред, конструкционные элементы и узлы оборудования подвержены интенсивному абразивному износу частицами силикатных песков, отработанной породы, сахара, зерна и других дисперсных материалов. Однако аустенитные стали уступают по механическим и триботехническим характеристикам мартенситным или высокохромистыми сталям. Для повышения долговечности при работе в абразивных потоках требуется упрочнение поверхности.

Существует множество исследований, в которых авторы решают данную задачу различными методами [1-3]. Одним из перспективных направлений повышения износостойкости сталей является формирование модифицированных слоев методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки (ВЭЛН).

Упрочнение поверхностных слоев стали 12Х18Н9Т проводилось методом ВЭЛН с использование порошковой смеси, состоящей из 5 мас.% W + 15 мас.% Zr + 30 мас.% B + 50 мас.% MgF_2 (флюсующий компонент). Наплавка осуществлялась при мощности пучка в 1,4 МэВ; величине тока пучка 25 мА; скорости перемещения заготовок 10 мм/с; и удельной поверхностной энергии в 7 кДж/см^2.

После ВЭЛН формируется легированный слой, с равномерно распределенными боридами, удерживаемыми материалом матрицы. Согласно результатам рентгенофазового анализа, в легированном слое формируются сложные бориды, на основе хрома и железа $(Fe, Cr)_2B$, бориды циркония (ZrB) и бориды вольфрама ($W_{1.72}B_{7.64}$). Между боридными включениями располагается матрица, на основе твердых растворов хрома и никеля в γ- и α-железе.

Для оценки целесообразности применения метода ВЭЛН и состава порошковой композиции для упрочнения поверхности, в работе оценивались микротвердость и износостойкость. Микротвердость поверхностных слоев [4] определяли вглубь, по сечению образцов. Результаты измерений показали, что уровень микротвердости легированных слоев в 2,5 раза (510 $HV_{0.1}$) выше стали 12Х18Н9Т.

Оценка износостойкости осуществлялась с применением двух методов: при трении о закрепленные абразивные частицы (ГОСТ 17367-71) и при газоабразивном изнашивании с применением центробежного ускорителя (ГОСТ 23.201-78) [5, 6]. Испытания показали, что износостойкость поверхностных слоев в условиях трения о закрепленные абразивные частицы в 2 раза выше, по сравнению с исходной сталью (12Х18Н9Т). Данный показатель обусловлен равномерным распределением боридных частиц и их прочным сцеплением с пластичной матрицей.

Газоабразивное изнашивание проводилось при трех углах атаки: 15º, 60º и 90º. Установлено, что при 15º и 90º износостойкость покрытий

соответствует уровню хромоникелевой стали, тогда как при 60º они превышают данный показатель в 2 раза, чем сталь 12Х18Н9Т. Данный результат можно объяснить тем, что при 60º бориды более эффективно воспринимают равномерное распределение нагрузок, чем при 15º и 90º, где преобладает режущий и ударно-деформирующий механизм износа соответственно.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-00066, https://rscf.ru/project/23-79-00066//.

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов" НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Петрова Л. Г. Контроль фазового состава аустенитных сталей при поверхностном упрочнении методом высокотемпературного азотирования / Л. Г. Петрова, А. С. Сергеева // Наукоемкие технологии в машиностроении. 2020. № 6. С. 3–11. https://doi.org/10.30987/2223-4608-2020-6-3-11.
2. Гордиенко А. И. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства стали 08Х18Н6АГ10С / А. И. Гордиенко [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2024. Т. 67. № 2. С. 195–204. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-2-195-204.
3. Кушнерева Д. С. Исследование свойств новых высокопрочных нержавеющих сталей / Д. С. Кушнерева, Г. В. Сапожников // Химическая физика и мезоскопия. 2019. Т. 21. № 1. С. 39 – 44. https://doi.org/10.15350/17270529.2019.1.6.
4. ГОСТ 2999-75 Металлы и сплавы. Метод измерения по Виккерсу. 31 с.
5. ГОСТ 17367-71 Металлы. Метод испытания на абразивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы. 7 с.
6. ГОСТ 23.201-78 Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытания материалов и покрытий на газоабразивное изнашивание с помощью центробежного ускорителя. 15 с.

REFERENCES

1. Petrova, L. G. Monitoring the phase composition of austenitic steels during surface hardening by high-temperature nitriding / L. G. Petrova, A. S. Sergeeva // Naukoemkie tekhnologii v mashinostroenii (Science-Intensive Technologies in Mechanical Engineering). 2020. No. 6. P. 3–11. https://doi.org/10.30987/2223-4608-2020-6-3-11.
2. Gordienko, A. I. Influence of heat treatment regimes on the structure and properties of 08Kh18N6AG10S steel / A. I. Gordienko [et al.] // Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya (Bulletin of Higher

Education Institutions. Ferrous Metallurgy). 2024. Vol. 67. No. 2. P. 195–204. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-2-195-204.
3. Kushnerova, D. S. Investigation of properties of new high-strength stainless steels / D. S. Kushnerova, G. V. Sapozhnikov // Khimicheskaya fizika i mezoskopiya (Chemical Physics and Mesoscopy). 2019. Vol. 21. No. 1. P. 39–44. https://doi.org/10.15350/17270529.2019.1.6.
4. GOST 2999-75 Metals and alloys. Vickers hardness test method. 31 p.
5. GOST 17367-71 Metals. Test method for abrasive wear under friction against fixed abrasive particles. 7 p.
6. GOST 23.201-78 Ensuring wear resistance of products. Test method for materials and coatings under gas-abrasive wear using a centrifugal accelerator. 15 p.

УДК 536.425

Илья Александрович Арсеничкин [1*]

[1]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Новосибирский государственный технический университет», город Новосибирск, Россия

[*]*arsenichkin.2022@stud.nstu.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Объемные металлические стекла – это разупорядоченные сплавы, которые получают путём высокоскоростного охлаждения расплавов. Для подавления кристаллизации и формирования разупорядоченной атомной структуры сплавы должны охлаждаться с большой скоростью, как правило, не менее 100 К/с. В связи с необычной структурой объёмные металлические стёкла обладают уникальными физическими и механическими свойствами и могут найти свое применение в электротехнике, робототехнике, медицине, механике. В работе исследуются трибологические свойства и структура образца объёмного металлического стекла, полученного литьем вакуумным всасыванием.

Ключевые слова: объемные металлические стекла, методы, свойства.

Ilya A. Arsenichkin

RESEARCH OF THE TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF BULK METAL GLASSES

Bulk metal glasses are disordered alloys that are obtained by high-speed cooling of melts. To suppress crystallization and form a disordered atomic structure, the alloys must be cooled at a high rate, typically at least 100 K/s. Due to their unusual structure, bulk metal glasses have unique physical and mechanical properties and can be used in electrical engineering, robotics, medicine, and mechanics. This paper explores the tribological properties and structure of a bulk metal glass sample obtained by vacuum suction casting.

Keywords: bulk metal glasses, methods, properties.

Объемные металлические стекла (ОМС) – это разупорядоченные сплавы, получаемые при охлаждениях расплавов со скоростями около 100 К/с. Такая скорость охлаждения обеспечивается различными методами, один из которых — это аргонодуговой переплав и литье вакуумным всасыванием. На первом этапе заготовка сплава получается из чистых компонентов путем дугового переплава в атмосфере аргона. Как правило, такая заготовка обладает кристаллической структурой. На следующем

© Арсеничкин И. А.

этапе заготовка вновь переплавляется и расплав попадает в медный цилиндр, где происходит его быстрое охлаждение. В результате получается образцы ОМС диаметром несколько миллиметров.

ОМС получили широкое распространение не только в виду необычной некристаллической структуры, но и благодаря свойствам, которыми они обладают. Такие стекла обладают самыми различными свойствами, например, высоким пределом текучести (до 2100 МПа), биосовместимостью, теплопроводностью, а также же высокой износостойкостью.

Свойства ОМС зависят от элементного состава сплава, выбор которого является одной из основных задач ученого-материаловеда. В данной работе исследуются три сплава на основе циркония, состав которых представлен в таблице.

Таблица

Состав сплавов, использованных для проведения исследований

№	Zr, %	Hf, %	Al, %	Co, %	Ni, %	Cu, %
1	30	25	30	25	0	0
2	30	25	20	15	10	0
3	30	25	20	10	5	10

В данной работе исследовались трибологические свойства образцов. Испытания на износостойкость проводились по схеме шар – плоскость. Твердость образцов исследовалась по методу Виккерса. Поверхность образцов исследовалась при помощи растрового электронного микроскопа.

Установлено, что коэффициент трения и твердость по Виккерсу у образца под номером 3 меньше, по сравнению с другими образцами. Наибольшей твердостью и коэффициентом трения обладает образец под номером 1.

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов" НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Д.В. Лузгин - ОБЪЕМНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ / Д.В. Лузгин, В.И. Полькин // Изв. Вузов. Цвет. Металлургия. 2015. о. 6. С. 43–52. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-6-43-52.

REFERENCES

1. D.V. Luzgin - BULK METAL GLASSES: PRODUCTION, STRUCTURE, STRUCTURAL CHANGES DURING HEATING / D.V. Luzgin, V.I. Polkin // Izv. Vuzov. Tsvet. Metallurgiya. 2015. o. 6. C. 43–52. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2015-6-43-52.

УДК 621.785.5

Эдуард Эдуардович Бобылёв[1*], Иван Дмитриевич Стороженко[1], Маркова Олеся Витальевна [1]

[1] Кубанский государственный технологический университет, г. Краснодар, Российская Федерация

[*]ebobylev@mail.ru

ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ГАЗОВГО АЗОТИРОВАНИЯ НА СТРУКТРУ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ НА ОСНОВЕ ХРОМА, ПОЛУЧЕННЫХ ДИФФУЗИОННОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИЕЙ В СРЕДЕ ЛЕГКОПЛАВКИХ РАСТВОРОВ

В статье рассмотрено влияние на структуру и химический состав диффузионных слоев на основе хрома, полученных на стали 40Х путем диффузионной металлизации из среды легкоплавких жидкометаллических растворах, низкотемпературного газового азотирования. Было выявлено, что диффузионный слой состоит из трех зон: внешняя зона, карбидная зона, внутренняя зона. Максимальная концентрация азота была выявлена на поверхности и составила 18%. Концентрация азота во внутренней зоне азотирования составила 15%. Максимальная концентрация хрома была выявлена на поверхности и составила 70%.

Ключевые слова: диффузия, химико-термическая обработка, хром, азот, сталь.

Eduard E. Bobylev, Ivan D. Storojenko, Olesya V. Markova

EFFECT OF LOW-TEMPERATURE GAS NITRIDING ON THE STRUCTURE OF CHROMIUM-BASED DIFFUSION COATINGS PRODUCED BY DIFFUSION METALLIZING IN LOW-MELTING-POINT SOLUTIONS

This study investigated the effect of low-temperature gas nitriding on the structure and chemical composition of chromium-based diffusion coatings applied to 40Kh steel. The coatings were produced by diffusion metallization from low-melting-point liquid metal solutions. The analysis revealed that the diffusion layer consisted of three distinct zones: an outer zone, a carbide zone, and an inner zone. The maximum nitrogen concentration was detected on the surface, reaching 18%. The nitrogen concentration in the inner nitriding zone was 15%. The maximum chromium concentration was also found on the surface, amounting to 70%.

Key words: diffusion, chemical-thermal treatment, chromium, nitrogen, steel.

© Бобылёв Э. Э., Стороженко И. Д., Маркова О. В.

Разработка новых технологий получения диффузионных слоев на сталях является важной научной и технологической задачей [1]. Одной из перспективных технологий получения функциональных диффузионных слоев на сталях, чугунах, твердых сплавах, является диффузионная металлизация из среды легкоплавких жидкометаллических растворов (ДЛЛЖР) [2-3]. Технология основана на явлении изотермического массопереноса диффундирующих элементов в среде легкоплавких расплавов с последующей их адсорбцией и хемосорбции на поверхности обрабатываемого изделия, последующей твердофазной диффузией. Движущей силой изотермического массопереноса является наличие градиента химических потенциалов между диффундирующим элементом в расплаве и в твердой фазе. В настоящее при помощи данной технологии формируются диффузионные слои на основе Cr, Ti, Co, Al, Ni и т.д. Дальнейшее развитие данной технологии предполагает комплексный подход, реализуемый совмещением ДЛЛЖР и «классических» технологий ХТО – цементации и азотирования. Совмещение технологий цементации и ДЛЛЖР хромом освещено в ряде работ [4-5]. Однако, исследований, касающихся совмещения ДЛЛЖР и азотирования ограниченное количество.

В данной работе рассмотрены результаты ДЛЛЖР стали 40Х хромом и последующего низкотемпературного газового азотирования.

Исследования проводились на образцах диаметром 20 мм, длиной 30 мм.

ДЛЛЖР проводили при температуре 1050°С в течение 5 часов в расплаве Pb-Li эвтектического состава, в который вводился порошок хрома в количестве 2%. Газовое азотирование проводили при температуре 550°С в течение 24 часов в среде аммиака.

Микрошлифы изготавливались в перпендикулярном диффузионному слою сечении.

Определение элементного состава производилось методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на сканирующем электронном микроскопе Tescan Lyra 3 с системой РСМА Oxford Ultim MAX.



Рис. 1. Структура диффузионного слоя

В результате исследований было выявлено, что низкотемпературное азотирование приводит к формированию как внешних, так и внутренних зон азотирования. На рисунке 1 показана микрофотография образца.

Структурно диффузионный слой состоял из трех зон: внешней, внутренней и карбидной зоной. После ДЛЛЖР хромом, диффузионный слой состоит из поверхностного слоя карбидов хрома Cr_7C_3 и α-твердого раствора хрома в железе. При последующем газовом азотировании происходит формирование как внешней, так и внутренней зон азотирования. При этом, слой, содержащий карбиды хрома, полученный на этапе ДЛЛЖР сохраняется. Это связано с высокой термической стабильностью карбидов хрома. Также, необходимо отметить, что на границе раздела «диффузионный карбидный слой – сталь», формируется внутренняя зоны азотирования, растущая вверх. Это связано с тем, что данная зона обогащена железом и хромом, что создает более благоприятные условия для формирования нитридов, чем зона под карбидным слоем, максимальное содержание хрома в которой 9%. На рисунке 2 показано распределение элементов в диффузионном слое.

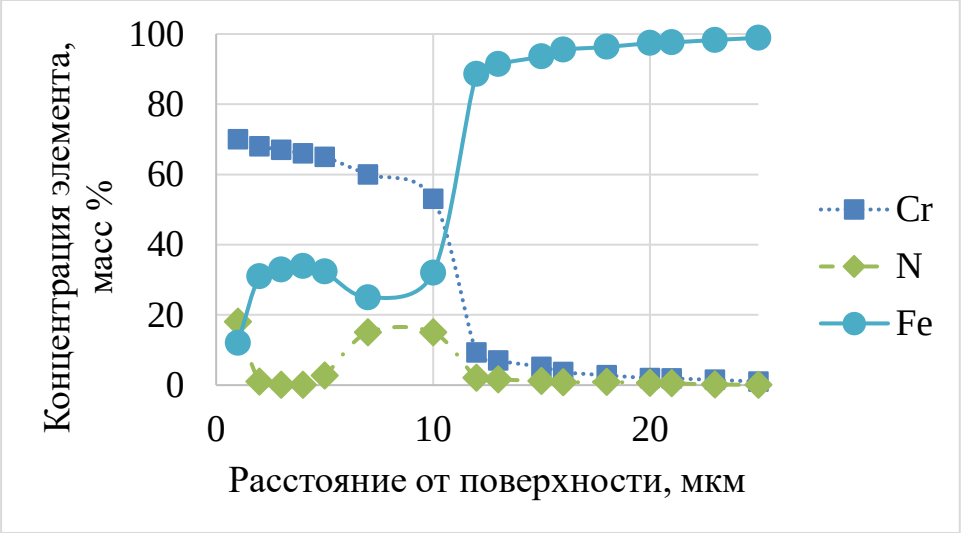


Рис. 2. Распределение химических элементов в диффузионном слое

В распределении азота по сечению наблюдалось два скачка: у поверхности и на глубине от 5 до 12 мкм. Максимальная концентрация азота в поверхностном слое составила 18%, во внутренней зоне азотирования 15%. Максимальная концентрация хрома была выявлена на поверхности и составляла 70%. Далее концентрация хрома плавно понижалась до 53% на глубине 10 мкм. Затем происходило резкое падение до 9% на глубине 12 мкм и дальнейшее плавное снижение до концентрации в основном материале.

Таким образом, комбинированная химико-термическая обработка, включающая диффузионное легирования из среды легкоплавких

жидкометаллических расплавов и последующее низкотемпературное азотирование может применяться для создания комплексных азотсодержащих диффузионных слоев на сталях.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Пашков М. В., Хисамутдинов Р. М. Технологические решения по нанесению специальных покрытий для повышения износостойкости деталей и узлов машин/ Ползуновский Вестник. 2024.- №(3).- с. 223–227. DOI: https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2024.03.032
2. Пряхин Е. И., Михайлов А. В., Сивенков А. В. Технологические особенности поверхностного легирования металлических изделий Cr-Ni комплексами в среде расплавов легкоплавких металлов/ Черные металлы.– 2023.– №2.– с. 58-66
3. Гареев Д.В., Пряхин Е.И., Формирование защитных комплекснолегированных покрытий на внутренней поверхности трубных изделий с использованием расплавов легкоплавких металлов/ Функциональные материалы: синтез. Свойства. Применение YOUNG ISC 2024. Тезисы докладов Всероссийской молодежной научной конференции с международным участием. Санкт-Петербург. – 2024. – с. 175-176
4. Свистун Л.И., Бобылёв Э.Э., Ниров А.Д., Стороженко И.Д., Попов Р.А. Влияние предварительной цементации на структуру и свойства диффузионных покрытий на основе хрома на сталях, полученных в среде легкоплавких жидкометаллических растворов. Безопасность техногенных и природных систем. 2025;9(2):170–178. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2025-9-2-170-178
5. Sokolov, A.G., Bobylev, E.E. & Popov, R.A. Specific Features of the Formation of Diffusion Coatings Prepared by a Combined Chemical Thermal Treatment of Structural Steels. Russ. Metall. – 2024. - 1833–1840. https://doi.org/10.1134/S0036029525700399

REFERENCES

1. Pashkov M.V., Khisamutdinov R.M. Technological solutions for applying special coatings to improve the wear resistance of machine parts and components / Polzunovsky Vestnik. 2024. - No. (3). - p. 223–227. DOI: https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2024.03.032
2. Pryakhin E.I., Mikhailov A.V., Sivenkov A.V. Technological features of surface alloying of metal products with Cr-Ni complexes in low-melting metal melts / Chernye Metally. - 2023. - No.2. - p. 58-66
3. Gareev D.V., Pryakhin E.I. Formation of protective complex-alloyed coatings on the inner surface of tubular products using low-melting metal melts / Functional materials: synthesis. Properties. Application YOUNG ISC

2024. Abstracts of the All-Russian youth scientific conference with international participation. Saint Petersburg. - 2024. - p. 175-176
4. Svistun L.I., Bobylev E.E., Nirov A.D., Storozhenko I.D., Popov R.A. Influence of preliminary cementation on the structure and properties of chromium-based diffusion coatings on steels obtained in low-melting liquid metal solutions. Safety of Technogenic and Natural Systems. 2025;9(2):170–178. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2025-9-2-170-178
5. Sokolov, A.G., Bobylev, E.E. & Popov, R.A. Specific Features of the Formation of Diffusion Coatings Prepared by a Combined Chemical Thermal Treatment of Structural Steels. Russ. Metall. – 2024. - 1833–1840. https://doi.org/10.1134/S0036029525700399

УДК 621.793

Артем Игоревич Богданов[1*], Виталий Павлович Кулевич[1], Эмиль Русланович Камалов[1]

[1]Волгоградский государственный технический университет, г. Волгоград, Россия

[*]*bogdanov@vstu.ru*

СОЗДАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Cu-Ni НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОКОНЦЕНТРИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ ЭНЕРГИИ

Исследовано влияние конструктивных факторов и основных параметров операций технологического процесса (сварки взрывом, обработки давлением и лазерной обработки) на структуру и свойства интерметаллидных покрытий системы Ti-Cu-Ni. Выявлено, что основными структурными составляющими покрытия, полученного на оптимальных режимах, являются структурно свободные твердые растворы на основе купридов титана Ti_2Cu и TiCu. Такие структура и состав покрытия обеспечивают его повышенную износостойкость: при комнатной температуре этот показатель в 2,5 раза, а при 600°С в 1,5 раза выше, чем у чистого титана.

Ключевые слова: титан, медно-никелевый сплав, сварка взрывом, прокатка, лазерная обработка, покрытие, износостойкость.

Artem I. Bogdanov, Vitaly P. Kulevich, Emil R. Kamalov

FUNCTIONAL Ti-Cu-Ni INTERMETALLIC COATINGS FORMED ON THE SURFACE OF TITANIUM AND ITS ALLOYS USING HIGHLY CONCENTRATED ENERGY SOURCES

The influence of design factors and key process parameters (explosive welding, pressure treatment, and laser machining) on the structure and properties of Ti-Cu-Ni intermetallic coatings was studied. It was found that the main structural components of the coating obtained under optimal conditions are structurally free solid solutions based on titanium cuprides Ti_2Cu and TiCu. This coating structure and composition provide increased wear resistance: 2,5 times higher at room temperature and 1,5 times higher at 600°C than that of pure titanium.

Key words: titanium, copper-nickel alloy, explosive welding, rolling, laser processing, coating, wear resistance.

© Богданов А. И., Кулевич П. В., Камалов Э. Р.

Высокая удельная прочность и коррозионная стойкость титана и его сплавов обусловили их широкое применение в энергетическом машиностроении, автомобилестроении, аэрокосмической технике, самолетостроении и других областях промышленности. Использование титановых сплавов в узлах трения сдерживается их низким сопротивлением изнашиванию. Независимо от типа и системы легирования титановые сплавы склонны к контактному схватыванию при трении и, как следствие, к значительному износу и механическим повреждениям контактных поверхностей [1]. Одно из эффективных решений указанной проблемы основано на формировании на изделиях, изготовленных из титановых сплавов, высокопрочных поверхностных слоев с пониженной склонностью к схватыванию, а также высокими триботехническими характеристиками проявляющимися в различных условиях изнашивания. Для этого используют те же технологии обработки трущихся поверхностей, что и для других металлов: химико-термическую обработку [2], гальванопокрытие [3], напыление [4], лазерное [5] и электроискровое [6] поверхностное легирование и др. Анализ результатов исследований, проведенных в последние годы, позволяет сделать вывод, что традиционные методы повышения износостойкости изделий из титана и его сплавов малоэффективны. Так, при химико-термической обработке толщина слоя не превышает 100 мкм, гальванопокрытия быстро разрушаются, при плазменном покрытии толщина наносимого слоя не превышает 0,35 мкм, при лазерном и электроискровом поверхностном легировании глубина расплавленной зоны составляет не более 120 мкм. Существенными недостатками таких покрытий являются ограничение толщины наносимого слоя, а также его растрескивание.

Общепризнано, что весьма важно выбрать и применить такую технологию нанесения покрытия, которая обеспечила бы его высокие эксплуатационные свойства, поскольку в зависимости от способа нанесения одинаковые по составу материалы могут дать различные по качеству покрытия, изменяя первоначальные свойства композиции. Нами предложена технология получения интерметаллидных покрытий системы Ti-Cu-Ni с твёрдостью поверхности скольжения 4,5-5,5 ГПа, включающая операции сварки взрывом, обработки давлением и лазерной обработки. Ее преимущество заключается в том, что она позволяет научно обоснованно назначать на этапе проектирования требуемые толщины слоев исходных разнородных металлов, сваривать взрывом из исходных пластичных металлов высококачественные заготовки, осуществлять их последующее деформирование и после лазерной обработки, являющейся эффективным методом локального термического воздействия, получать в результате реактивной диффузии и кристаллизации листовые плоские и криволинейные изделия с расчетным соотношением матричных и интерметаллидных составляющих в структуре покрытия.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20030, https://rscf.ru/project/25-29-20030/ и гранта администрации Волгоградской области по соглашению №6 от 30.07.25 г.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Повышение износостойкости титана аргонодуговой наплавкой / В. П. Прилуцкий, С. Б. Руханский, С. В. Ахонин [и др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – № 1(705). – С. 18-20.
2. Bateni M. et al. Improving the tribological behavior of copper through novel Ti–Cu intermetallic coatings // Wear. 2002. Vol. 253. No. 5-6. pp. 626-639.
3. Salehi M., Hosseini R. Structural characterisation of novel Ti-Cu intermetallic coatings // Surface Engineering. 1996. Vol. 12. No. 3. pp. 221-224.
4. Andrejeva D. et al. Evaluation of the Friction Coefficient of Antifriction Coatings Based on Ti-Cu Obtained by the Ion-Plasma Deposition in Vacuum // Key Engineering Materials. 2019. Vol. 799. pp. 15-19.
5. Guo C. et al. Microstructure and tribological properties of Ti–Cu intermetallic compound coating // Materials & Design. 2012. Vol. 36. pp. 482-489.
6. Burkov A. A., Chigrin P. G., Dvornik M. Electrospark Cu–Ti coatings on titanium alloy Ti6Al4V: Corrosion and wear properties // Surface and Coatings Technology. 2023. Vol. 469. p. 129796.

REFERENCES

1. Increasing the wear resistance of titanium by argon-arc surfacing / V. P. Prilutsky, S. B. Rukhansky, S. V. Akhonin [et al.] // Automatic welding. - 2012. - No. 1 (705). - P. 18-20.
2. Bateni M. et al. Improving the tribological behavior of copper through novel Ti–Cu intermetallic coatings // Wear. 2002. Vol. 253. No. 5-6. pp. 626-639.
3. Salehi M., Hosseini R. Structural characterisation of novel Ti-Cu intermetallic coatings // Surface Engineering. 1996. Vol. 12. No. 3. pp. 221-224.
4. Andrejeva D. et al. Evaluation of the Friction Coefficient of Antifriction Coatings Based on Ti-Cu Obtained by the Ion-Plasma Deposition in Vacuum // Key Engineering Materials. 2019. Vol. 799. pp. 15-19.
5. Guo C. et al. Microstructure and tribological properties of Ti–Cu intermetallic compound coating // Materials & Design. 2012. Vol. 36. pp. 482-489.
6. Burkov A. A., Chigrin P. G., Dvornik M. Electrospark Cu–Ti coatings on titanium alloy Ti6Al4V: Corrosion and wear properties // Surface and Coatings Technology. 2023. Vol. 469. p. 129796.

УДК 669

Елизавета Андреевна Бурова[1*], Евдокия Геннадьевна Бушуева[1]
[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирк, Россия
[*]elizavetaburova2003@mail.ru

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА МЕДНОЙ ОСНОВЕ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ

В работе рассмотрена технология модификации конструкционной стали 20 медными композициями методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей Cu-Me (Nb, Ni, Cu). Покрытия толщиной до 1 мм, имеют фазовый состав на основе Fe_3C, твердых растворов на основе железа α- Fe-Cu и Fe-Nb. Микротвердость слоев с добавлением ниобия составила 450 HV, с добавлением никеля – 350 HV, что в 2 раза превосходит микротвердость стали 20 (материал основы).

Ключевые слова: электронно-лучевая наплавка, покрытия, медь, твердость.

Elizaveta A. Burova, Evdokia G. Bushueva

STRUCTURE AND PROPERTIES OF COPPER-BASED COATINGS PRODUCED BY ELECTRON BEAM SURFACING

The study examines the technology for modifying structural steel 20 with copper-based compositions using the non-vacuum electron-beam cladding of Cu-Me (Nb, Ni, Cu) powder mixtures. The coatings, up to 1 mm thick, have a phase composition based on Fe_3C, solid solutions based on α-Fe-Cu and Fe-Nb iron. The microhardness of the layers with niobium addition was 450 HV, and with nickel addition – 350 HV, which is twice the microhardness of steel 20 (the base material).

Key words: electron-beam cladding, coatings, copper, hardness.

Актуальность работы обусловлена необходимостью улучшения эксплуатационных характеристик сталей в энергетическом, авиационном, автомобилестроительном и химическом машиностроении, а также в судостроении и электронике. Особое значение имеет повышение коррозионной стойкости, износостойкости и электропроводности деталей, работающих в экстремальных условиях.

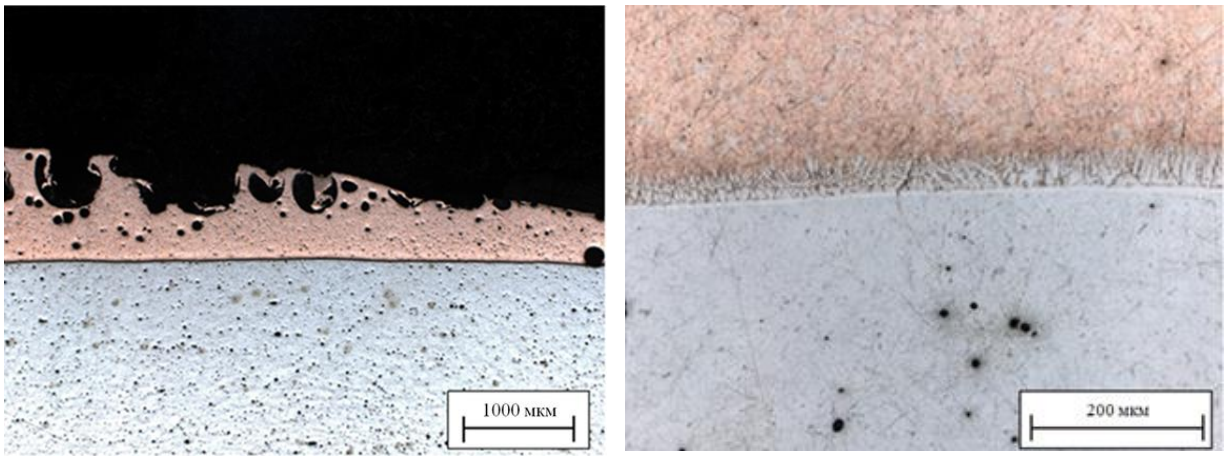
Перспективным направлением является формирование функциональных покрытий на основе меди и её сплавов. Медь обладает высокой электропроводностью и коррозионной стойкостью, а легирующие добавки (никель, ниобий) позволяют целенаправленно улучшать свойства

© Бурова Е. А., Бушуева Е. Г.

покрытий. Особый интерес представляют сплавы меди с ниобием, где ограниченная растворимость Nb в Cu приводит к формированию дисперсных упрочняющих фаз. Такая структура обеспечивает уникальное сочетание высокой прочности, высоких триботехнических характеристик, термической стабильности и сохранения электрофизических свойств.

Цель работы - изучение влияния состава и режимов наплавки на структуру и свойства медьсодержащих покрытий на конструкционной стали 20 для повышения эксплуатационных характеристик.

На рис. 1(а, б) представлена микроструктура наплавленных слоев.



а *б*

Рис. 1. Микроструктура модифицированных слоев на стали 20, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей
а – 80% Cu + 20% MgF; б – 70% Cu + 10% Ni + 20% MgF_2

На рис. 2 представлены результаты рентгенофазового анализа (РФА) для наплавленных покрытий системы Cu + Me (Ni, Nb, Cu).

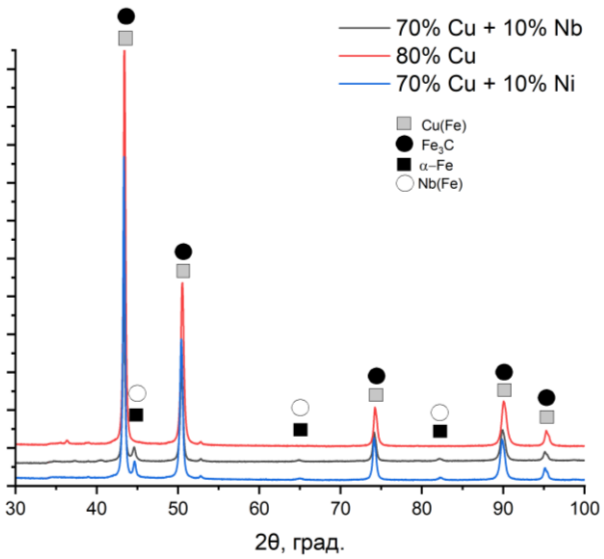


Рис. 2. Рентгенограмма поверхностных слоев на стали 20, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошков: 80% Cu + 20% MgF_2, 70% Cu +10% Ni + 20% MgF_2 и 70% Cu + 10% Nb + 20% MgF_2

Результаты измерения микротвердости, полученных покрытий представлены на рис.3

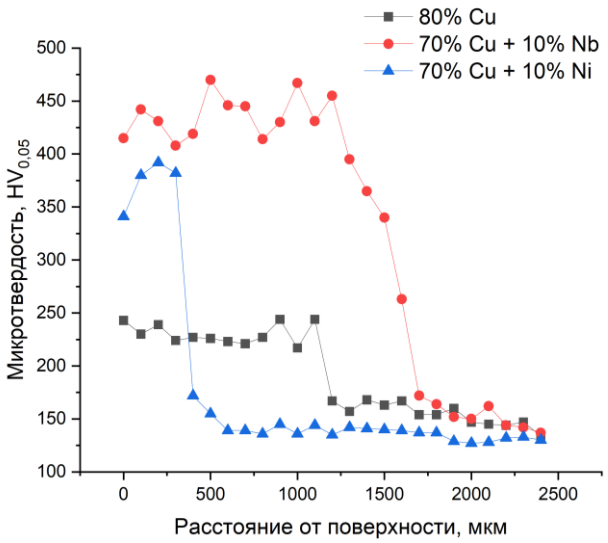


Рис. 3. Микротвердость поверхностных слоев на стали 20

В ходе исследования установлено, что вневакуумная электронно-лучевая наплавка порошковых композиций на медной основе, с подавлением никеля или ниобия, позволяет формировать на конструкционной стали (сталь 20) покрытия толщиной до 1 мм. Рентгенофазовый анализ показал присутствие в материале покрытия соединения Fe_3C, твердые растворы на основе железа α- Fe-Cu и Fe-Nb. Дополнительное введение ниобия или никеля привело к твердорастворному упрочнению и увеличению микротвердости покрытия в 2 раза. Полученные результаты являются перспективными для создания износостойких медных покрытий, работающих в условиях сухого трения.

Исследование проводилось на базе ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Kolosov V.N., Shevyrev A.A. Structure, texture and properties of superconducting electrolytic niobium coatings on nickel and copper substrates // Physics of Metals and Metallography. - 2015. - Vol. 116, № 5. - P. 511.

REFERENCES

1. Kolosov V.N., Shevyrev A.A. Structure, texture and properties of superconducting electrolytic niobium coatings on nickel and copper substrates // Physics of Metals and Metallography. - 2015. - Vol. 116, № 5. - P. 511.

УДК 620.22

Номина Юможаповна Бурхинова[1*], Дмитрий Викторович Дик[1]
[1] Институт теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН, г. Новосибирск, Россия
[*]*nomina.burkhinova@mail.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА B_4C – VB_2

В настоящем исследовании были изготовлены градиентные керамические материалы системы B_4C+VB_2, синтезированных методом горячего прессования, в процессе которого образовывался in situ VB_2 методом карбидоборного восстановления. Материал представляет собой три слоя с различным количеством VB_2 (5, 15 и 25 мол.%) с четко выраженными границами. Твердость снижается при увлечении содержания диборида ванадия с 5 до 25 мол.% на 16%, а модуль упругости на 12%.

Ключевые слова: керамика, карбид бора, диборид ванадия, градиентный композит.

Nomina Yu. Burkhinova, Dmitry V. Dik

INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A GRADIENT MATERIAL B_4C–VB_2

In the present study, gradient ceramic materials of the B_4C–VB_2 system were fabricated by hot pressing, during which VB_2 was formed *in situ* via a carbothermal–borothermal reduction mechanism. The resulting material consists of three layers containing different amounts of VB_2 (5, 15, and 25 mol.%), with clearly defined interfaces between them. An increase in the VB_2 content from 5 to 25 mol.% leads to a 16% reduction in hardness and a 12% reduction in the elastic modulus.

Keywords: ceramics, boron carbide, vanadium diboride, gradient composite.

Керамика на основе карбида бора отличается высокой твердостью, низкой плотностью и высокой температурой плавления, за счет чего имеет преимущество во многих областях использования. Основными недостатками таких материалов является низкая трещиностойкость и из-за высокой температуры плавления керамика плохо поддается спеканию и обработки. Одним из перспективным методов устранения данных недостатков является модифицирование диборидами переходных металлов [1]. Диборид ванадия отличается значительной разностью в коэффициентах температурного расширения с карбидом бора, в следствии

© Бурхинова Н. Ю., Дик Д. В.

чего ожидается повышение трещиностойкости [2]. С возрастанием требований к конструкционным материалам возрастает интерес к градиентным композитам, отличающимся тем, что их свойства варьируются посредством изменения структуры и состава последовательных слоёв. Так целью работы является определение зависимости механических свойств по толщине слоя керамики B_4C-VB_2, содержащих различное количество VB_2 5-25 мол.%.

В качестве исходных материалов использовались порошки карбид бора, V_2O_5 (чистота 99,99%) и технический углерод. Исходные порошки перемешивали в высокоэнергетической планетарной мельнице, затем полученную порошковую смесь спекали методом горячего прессования. В процессе которого синтезировался диборид ванадия карбидоборным восстановлением [3]. В результате был получен градиент B_4C-VB_2 с чередующимися слоями, содержащих 5, 15 и 25 мол.% диборида ванадия.

Структурные исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе, механические свойства – твердость и модуль упругости измеряли с помощью инструментального индентирования.

Микроструктура спеченных композита представлена на рисунке 1.

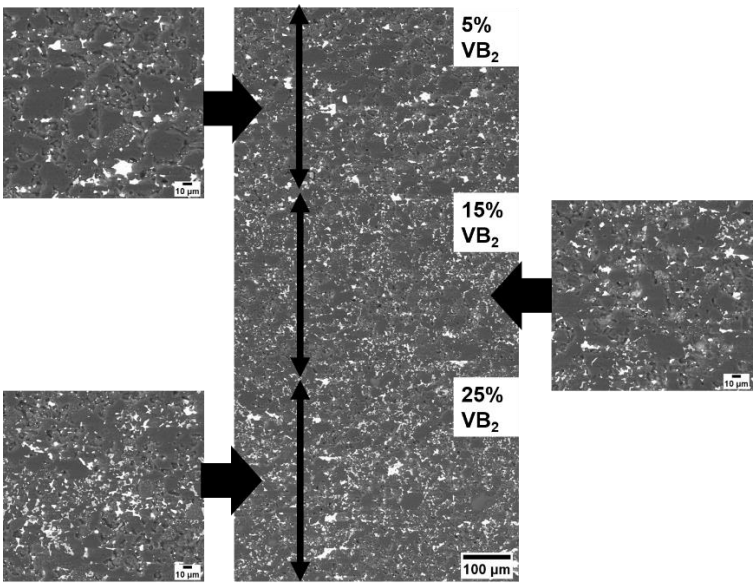
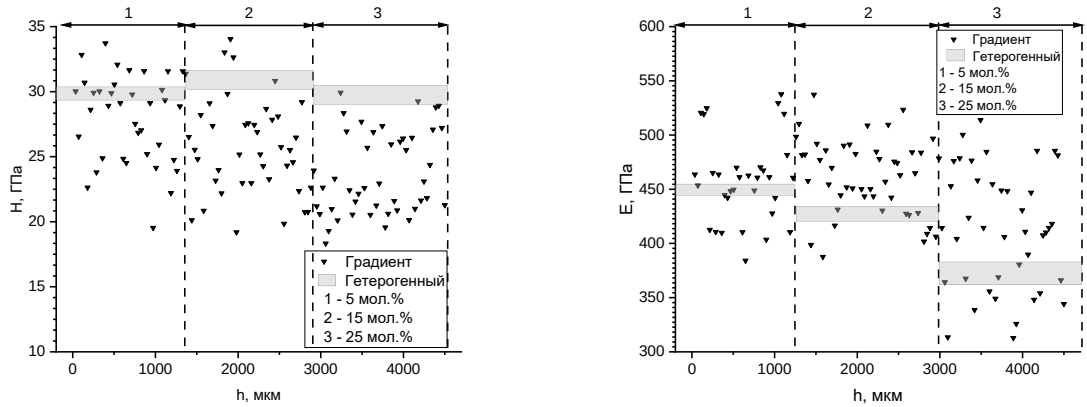


Рис.1. Микроструктура градиентного композита B_4C-VB_2

Полученные градиентные композиты имеют четкие границы между слоями, наблюдаются 2 выраженные области: темная – матрица B_4C, светлая – зерна VB_2. При увеличении содержания диборида ванадия увеличивается количество белых зерен и пор. В слоях, содержащих 15 и 25 мол.% VB_2, зерна диборида ванадия распределены равномерно в матрице. Увеличение содержания диборида ванадия подтверждено EDX анализом.

Результаты измерения механических свойств представлено на рисунке 2.



а *б*

Рис. 2. Механические свойства градиентного композита B_4C-VB_2 в зависимости от толщины слоя: а – твердость; б – модуль Юнга

На рисунке 2 представлены результаты измерений механических свойств градиентного материала, где темные области представляют результаты отдельно приготовленных композитов, содержащих только одну концентрацию диборида ванадия. Полученные результаты показывают, что значения твёрдости и модуля упругости, измеренные в слоях градиентного композита B_4C–VB_2, не совпадают со значениями отдельно спечённых образцов с аналогичным содержанием диборида ванадия. Уменьшение механических свойств в первую очередь связано с увеличивающейся пористостью. Расхождение результатов может быть обусловлено различием содержания диборида ванадия в слоях из-за диффузии и неоднородности распределения диборида ванадия. Средние значения твердости и модуля упругости для слоя, содержащего 5 мол.% VB_2, составили 27,7 ГПа и 470,5 ГПа соответственно, а для 15 мол.% VB_2 – 25,7 ГПа и 461,5 ГПа, для 25 мол.% VB_2 – 23,8 ГПа и 417,9 ГПа.

Таким образом, полученный градиентный композит B_4C-VB_2 имеет чётко выраженные границы между слоями, при увеличении содержания диборида ванадия увеличатся в количестве зерна VB_2 и поры. Значения твёрдости и модуля упругости для градиентного композита меньше по сравнению с отдельно спечёнными композитами аналогичного состава. Механические характеристики уменьшаются при увеличении содержания VB_2: от 27,7 ГПа и 470,5 ГПа для слоя с 5 мол.% до 23,8 ГПа и 417,9 ГПа для 25 мол.% VB_2.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Механика" (Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН)

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Suri A.K. Synthesis and consolidation of boron carbide: a review // International Materials Reviews. – 2010. – V. 55. – №. 1. – P. 4-40.
2. Grigor’ev O.N. Synthesis and physicomechanical properties of B4C-VB2 composites // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2006. – V. 45. – P. 47-58.
3. Dik D.V. Reactive hot pressing of $B_4C–CrB_2$ ceramics and its mechanical properties // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2024. – V. 65, No. 2. – P. 249-256.

REFERENCES

1. Suri A.K. Synthesis and consolidation of boron carbide: a review // International Materials Reviews. – 2010. – V. 55. – №. 1. – P. 4-40.
2. Grigor’ev O.N. Synthesis and physicomechanical properties of B4C-VB2 composites // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2006. – V. 45. – P. 47-58.
3. Dik D.V. Reactive hot pressing of $B_4C–CrB_2$ ceramics and its mechanical properties // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. – 2024. – V. 65, No. 2. – P. 249-256.

УДК 54-19

Екатерина Дмитриевна Есикова[1]*, Кемал Исметович Эмурлаев[1,2]

[1]Новосибирский государственный технический университет г. Новосибирск, Россия

[2]ЦКП «СКИФ», Институт катализа им. Г. К. Борескова СО РАН, р.п. Кольцово, Россия

**kate.esikova@mail.ru*

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТРИАЛЮМИНИДА ТИТАНА

В работе представлены исследования влияния марганца на повышение трещиностойкости триалюминида титана. Экспериментальные образцы, содержащие марганец (8, 12, 16 ат. %) были получены методом аргонодугового переплава. Рентгенофазовый анализ показал, что введение *Mn* способствует стабилизации кубической структуры ($L1_2$) путём формирования твёрдого раствора замещения $Ti_{25}Al_{75-x}Mn_x$ триалюминида титана. Результаты дюрометрических испытаний синтезированных сплавов свидетельствуют об увеличении трещиностойкости до 6,425 МПа·√м, что в 1,9 раз выше по сравнению с $TiAl_3$.

Ключевые слова: интерметаллиды, триалюминид титана, аргонодуговой переплав, кубическая структура $L1_2$, трещиностойкость.

Ekaterina D. Esikova, Kemal I. Emurlaev

MANGANESE EFFECT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF TITANIUM TRIALUMINIDE

This work presents a study on the effect of manganese on enhancing the fracture toughness of titanium trialuminide ($TiAl_3$). Experimental samples containing manganese (8, 12, and 16 at. %) were fabricated using argon arc melting. X-ray phase analysis revealed that the addition of Mn promotes the stabilization of a cubic $L1_2$ structure through the formation of a substitutional solid solution with the composition $Ti_{25}Al_{75-x}Mn_x$. The results of indentation tests on the synthesized alloys indicate an increase in fracture toughness up to 6.425 MPa·√m, which is approximately 1.9 times higher in comparison to that of unalloyed $TiAl_3$.

Key words: intermetallics, titanium trialuminide, argon arc melting, $L1_2$ - type cubic structure, fracture toughness.

Многие исследования сосредоточены на интерметаллидах системы Ti-Al, в частности на соединениях Ti_3Al, TiAl и $TiAl_3$. Интерес к этим

© Есикова Е.Д., Эмурлаев К. И.

материалам обусловлен уникальным комплексом свойств, таких как жаростойкость, жаропрочность и высокая удельная прочность. В то время как сплавы на основе интерметаллидов Ti_3Al (диски турбин, клапаны двигателей) и TiAl (лопатки турбин низкого давления, лопатки компрессоров) уже нашли применение в промышленности, сплавы на основе $TiAl_3$ до сих пор остаются предметом фундаментальных исследований [1]. Вместе с тем, именно триалюминид титана обладает наибольшей коррозионной и жаростойкостью, твёрдостью, жёсткостью и наименьшей плотностью. Однако основным недостатком этого соединения является его высокая хрупкость [2]. Одним из перспективных методов повышения пластичности является легирование третьим компонентом, направленное на стабилизацию кубической структуры, обладающей большим количеством систем скольжения [3, 4].

Цель работы заключается в изучении влияния марганца на особенности формирования структуры и трещиностойкость литых сплавов системы Ti-Al.

В качестве исходных материалов использовали технически чистые титан, алюминий и марганец. Расчет шихты проводили на основе стехиометрии соединения $TiAl_3$ с добавлением 8, 12 и 16 ат. % марганца. Переплав образцов проводили в аргонодуговой печи (Büehler ArcMelter AM) в атмосфере аргона при давлении 800 мбар. Для обеспечения гомогенности состава каждый образец переплавляли не менее пяти раз. С использованием электроэрозионной резки на станке с ЧПУ (Sodick AG400L) из полученных слитков вырезались образцы в поперечном сечении для проведения металлографических исследований.

Исследования микроструктуры материалов проводилось с использованием оптического микроскопа Carl Zeiss Axio Observer A1m и растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 XVP. Для выявления зёренной структуры проводили химическое травление реактивом Кролла, состоящим из 5 мл HNO_3, 3 мл HCl, 2 мл HF и 90 мл дистиллированной H_2O. Фазовый состав слитков оценивали дифракционным методом. Картины дифракции регистрировались дифрактометром ADVIN POWDIX 600.

Микротвёрдость образцов определяли методом Виккерса при нагрузке 0,98 Н. Трещиностойкость оценивали методом Палмквиста в диапазоне нагрузок 98…196 Н. Расчёт трещиностойкости проводился по следующей формуле:

$$K_{1C} = 0{,}0874 \cdot \sqrt{H \cdot \frac{P}{4 \cdot \bar{a}}},$$

где H – твёрдость по Виккерсу, Па; P – нагрузка на индентор, Н; $\bar{a}$ – средняя длина трещины Палмквиста, м [5].

Дифракционный анализ показал, что фазовый состав сплава *Ti*25*Al*75 представлен фазой $TiAl_3$ с тетрагональной решёткой типа $D0_{22}$, а также высокотемпературной фазой Ti_5Al_{11} с тетрагональной решёткой($D0_{23}$).

Легирование марганцем приводит к стабилизации кубической модификации триалюминида титана со структурой $L1_2$. Образование вторичных интерметаллических фаз, по всей видимости, связано с локальными химическими неоднородностями и неравновесной кристаллизацией, вызванной быстрым охлаждением расплава.

Микроструктура сплава, соответствующего соединению $TiAl_3$, характеризуется дендритным строением. Многочисленные трещины в структуре триалюминида титана связаны с дендритной ликвацией и значительными термическими напряжениями. При введении 8 ат. % марганца (сплав $Ti_{25}Al_{67}Mn_8$) формируется однородная структура, состоящая из дендритов $L1_2$-фазы и равномерно распределённой вторичной фазы в междендритных областях. Трещин в сечении образца не обнаружено. Увеличение концентрации марганца до 12 ат. % приводит к измельчению дендритной структуры по сравнению со структурой $Ti_{25}Al_{67}Mn_8$. Однако дальнейшее легирование до 16 ат. % не приводит к дополнительному улучшению микроструктуры. Сплав имеет мелкозернистое дендритное строение с выделениями вторичных фаз, а на поверхности шлифа наблюдаются трещины.

Испытания на микротвёрдость показали, что легирование марганцем приводит к её снижению. Для всех исследованных сплавов характерен малый разброс значений, что свидетельствует о высокой однородности их химического состава и микроструктуры. Наименьшее значение микротвёрдости (2,1 ГПа) зафиксировано у сплава $Ti_{25}Al_{63}Mn_{12}$; это значение в 1,8 раза ниже, чем у нелегированного триалюминида титана ($TiAl_3$). Дюрометрические испытания также показали, что легирование марганцем (8 ат. %) позволяет улучшить трещиностойкость сплава в 1,9 раз относительно $TiAl_3$ (3,475 МПа·√м).

Улучшение свойств связано с образованием кубической $L1_2$ -фазы, которая обладает большим количеством систем скольжения по сравнению с тетрагональной решёткой триалюминида титана.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».

Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Лазуренко Д.В. Структура и свойства слоистых композиционных материалов с интерметаллидной составляющей: Диссертация докт. техн. наук/Лазуренко, Д.В.; Н.: НГТУ, 2020. 421 с.
2. Y.-L. Song First-principles calculation on the structural, elastic and thermodynamic properties of Ti-Al intermetallics / Y.-L. Song, Z.-H. Dou, T.-A. Zhangx, Y. Liu, G.-C. Wang//Mater. Res. Express. 2019. V.6, P. 1065a4.
https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab3e11
3. H. Mabuchi Formation of structural $L1_2$ compounds in $TiAl_3$ - base alloys containing Mn / H. Mabuchi, Ken-ichi Hirukawa, Y. Nakayama // Scripta Metallurgica 1989. V. 23. P. 1761–1766.
https://doi.org/10.1016/0036-9748(89)90357-8
4. Sun The dependence of tensile behaviour of L12 compound Al67Ti25Mn8 on the strain rate at 1173 K / Sun, J., Lee, C. Hu, G // Scr. Mater. 1997. V. 37. P. 645-650.
https://doi.org/10.1016/S1359-6462(97)00149-8
5. Эмурлаева Ю.Ю. Структура и механические свойства интерметаллидных слоёв, полученных при отжиге биметаллов Al-Me (Me = Ti, Zr, Nb, Ta): Диссертация канд. техн. наук. /Эмурлаева Ю.Ю.; Н.: НГТУ, 2023. 224 с.

REFERENCES

1. Lazurenko D.V. Structure and properties of layered composite materials with an intermetallic component: Dissertation of the doct. techn. sciences/Lazurenko, D.V.; N.: NSTU, 2020. P. 421.
2. First-principles calculation on the structural, elastic and thermodynamic properties of Ti-Al intermetallics / Y.-L. Song, Z.-H. Dou, T.-A. Zhangx, Y. Liu, G.-C. Wang // Mater. Res. Express. 2019. V.6, iss. 10. P. 1065a4.
https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab3e11
3. H. Mabuchi Formation of structural $L1_2$ compounds in $TiAl_3$ - base alloys containing Mn / H. Mabuchi, Ken-ichi Hirukawa, Y. Nakayama // Scripta Metallurgica 1989. V. 23. P. 1761–1766.
https://doi.org/10.1016/0036-9748(89)90357-8
4. Sun, J., Lee, C. Hu, G The dependence of tensile behaviour of L12 compound Al67Ti25Mn8 on the strain rate at 1173 K / Sun, J., Lee, C. Hu, G // Scr. Mater.. 1997. V. 37. P. 645-650.
https://doi.org/10.1016/S1359-6462(97)00149-8
5. Emurlaeva Yu.Yu. Structure and Mechanical Properties of Intermetallic Layers Obtained by Annealing Al-Me Bimetals (Me = Ti, Zr, Nb, Ta): Dissertation of cand. of techn. sciences. /Emurlaeva Yu.Yu.; N.: NSTU, 2023. P. 224.

УДК 621.791.36, 621.791.37

Александр Александрович Иванников[1*], Софья Михайловна Терехова[1], Олег Николаевич Севрюков[1], Павел Владимирович Морохов [1], Антон Владиславович Абрамов [1], Вероника Олеговна Кириллова [1], Иван Игоревич Клюшин [1]

[1]ФГАОУ ВО Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г.Москва, Россия

[*]*AAIvannikov@mephi.ru*

ОБЕСПЕЧЕНИЕ ВАКУУМНОЙ ПЛОТНОСТИ СОЕДИНЕНИЙ AL_2O_3/29НК ПРИ ПАЙКЕ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫМ ЛЕНТОЧНЫМ ПРИПОЕМ СИСТЕМЫ CU-TI

Исследована вакуумная пайка керамики Al_2O_3 и сплава 29НК быстрозакаленным припоем Cu-28Ti, мас. %. Припой показывает хорошую смачиваемость, формируя прочную связь за счет интерметаллидов (Fe_xTi, NiTi) и оксидной фазы (Ti_xCu_xO) [1, 2]. Однако герметичность достигается не всегда из-за растрескивания от термических напряжений. Рассмотрено несколько конструктивных решений. Единственная успешная конструкция с керамическим компенсатором и тонкой (140 мкм) металлической прокладкой. Расчеты подтвердили, что применение такой конструкции позволяет значительно снизить пиковые напряжения, предотвращая разрушение [3, 4]. Установлены критические параметры для создания надежных вакуумноплотных соединений.

Ключевые слова: активная пайка, металлокерамические соединения, сплав 29НК, алюмооксидная керамика, быстрозакаленный припой, Cu-Ti.

Alexander A. Ivannikov, Sofia M. Terekhova, Oleg N. Sevryukov, Pavel V. Morokhov, Anton V. Abramov, Veronika O. Kirillova, Ivan I. Klyushin

VACUUM-TIGHT JOINING OF AL_2O_3 TO 29NK ALLOY USING A RAPIDLY-QUENCHED CU-TI BRAZING FOIL

Vacuum brazing of Al_2O_3 ceramic and 29NK alloy using a rapidly quenched Cu-28Ti (wt.%) solder has been studied. The solder exhibits good wetting, forming a strong bond through the formation of intermetallics (Fe_xTi, NiTi) and an oxide phase (Ti_xCu_xO) [1, 2]. However, hermeticity is not always achieved due to cracking caused by thermal stresses. Several design solutions were considered. The only successful configuration employed a ceramic compensator and a thin (140 μm) metal spacer. Calculations confirmed that this design significantly reduces peak stresses, preventing failure [3, 4]. Critical parameters for creating reliable vacuum-tight joints have been established.

© Иванников А. А., Терехова С. М., Севрюков О. Н., Морохов П. В., Абрамов А. В., Кириллова В.О., Клюшин И. И.

Key words: active metal brazing, metal-ceramic joints, 29NK alloy, alumina ceramic, rapidly solidified filler metal, Cu-Ti.

Металлокерамические соединения являются важными элементами электровакуумных устройств, в которых зачастую требуются герметичность по гелию, механическая прочность и высокая термостойкость. Целью работы являлось исследование возможности формирования герметичных соединений между алюмооксидной керамикой (Al_2O_3–0,3MgO) и сплавом 29НК с использованием быстрозакаленного припоя Cu-28Ti (мас.%), а также установление влияния конструктивных параметров (толщины металлической прокладки и применения керамического компенсатора) на остаточные термические напряжения и герметичность.

Исследования проводились на образцах алюмооксидной керамики ВК100-0 и сплава 29НК. В качестве припоя использовалась быстрозакаленная фольга Cu-28Ti толщиной 45±5 мкм ($T_{ликвидус}$ = 875±3°C). Изучали два типа торцевых соединений: простое и с керамическим компенсатором, при толщине диска из сплава 29НК 140 и 280 мкм.

Смачиваемость припоя оценивали в вакууме ($P < 1\times10^{-3}$ Па) in situ при нагреве до 1050°C. Пайку выполняли в вакуумной печи ($P < 1.3\times10^{-3}$ Па) при 920°C в течение 15 минут. Микроструктуру и фазовый состав исследовали методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Герметичность соединений определяли на гелиевом масс-спектрометрическом течеискателе с чувствительностью 10^{-13} Па·м³/с. Численное моделирование термических напряжений при охлаждении с 920°C до 22°C проводили в ПО ANSYS Workbench.

Припой Cu-28Ti продемонстрировал отличную смачиваемость обеих подложек с минимальными краевыми углами 20° для керамики и 7° для сплава 29НК. Микроструктура паяного шва оказалась неоднородной: со стороны сплава 29НК формируются интерметаллические фазы, обогащенные Fe, Ti и Ni (предположительно Fe_xTi и NiTi), а на границе с керамикой обнаружена оксидная фаза (Ti_xCu_xO), обеспечивающая прочную связь.

Герметичные соединения были получены только для конструкции с керамическим компенсатором и толщиной диска из сплава 29НК 140 мкм. Все прочие варианты оказались негерметичными из-за образования трещин на границе раздела между сплавом 29НК и припоем, где формируется хрупкая фаза Fe_xTi.

Результаты моделирования показали, что в соединениях без компенсатора наблюдается высокая концентрация эквивалентных и растягивающих напряжений в приграничной зоне керамики, достигающих

критических значений 321 МПа (140 мкм) и 346 МПа (280 мкм). Эти значения превышают или близки к пределу прочности керамики на растяжение, что объясняет ее растрескивание. Применение керамического компенсатора кардинально меняет картину напряжений, снижая пиковые растягивающие напряжения в 3-4 раза (до ~95 МПа) при использовании металлического диска толщиной 140 мкм. Однако увеличение толщины металла до 280 мкм приводит к росту напряжений на границе сплав 29НК/припой до 162 МПа, указывая на снижение эффективности компенсатора для более жестких металлических элементов.

Проведенное исследование показало, что получение герметичного соединения керамики ВК100-0 со сплавом 29НК припоем Cu-28Ti возможно при использовании конструкции с керамическим компенсатором и толщиной металлической прокладки 140 мкм. Ключевым фактором является снижение пиковых растягивающих напряжений в шве с >320 МПа до <100 МПа за счет применения компенсатора. Показано, что увеличение толщины металлической детали до 280 мкм повышает жесткость системы и снижает эффективность компенсатора, делая соединение негерметичным. Подтверждена эффективность рекомендованного режима пайки 920°C, 15 минут, высокий вакуум.

Исследование проводилось за счет гранта, полученного от Российского Научного Фонда № 25-19-00778, https://rscf.ru/project/25-19-00778/

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Ali M., Knowles K.M., Mallinson P.M., et al. Microstructural evolution and characterisation of interfacial phases in Al2O3/Ag-Cu-Ti/Al2O3 braze joints // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 96. – P. 143–158.
2. Lin K.L., Singh M., Asthana R. Interfacial characterization of alumina-to-alumina joints fabricated using silver-copper-titanium interlayers // Materials Characterization. – 2014. – Vol. 90. – P. 40–51.
3. Fedotov I., Ivannikov A., Terekhova S., et al. The influence of ceramic surface modification on strength and microstructure of brazed ZTA/Ti joint // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2025. – Vol. 141, № 1–2. – P. 385–396. – DOI: 10.1007/s00170-025-16645-x.
4. Terekhova S.M., Ivannikov A.A., Abramov A.V., et al. Thermal stability of metal-ceramic Kovar® /94 % alumina joints // Ceramics International. – 2025. – Vol. 51, № 23. – P. 37923–37932. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2025.10.165.

УДК 669.018.8:542.87

Эльмира Ильдаровна Исхакова[1,2*], Анна Александровна Чуракова[1,2]
[1]Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра РАН, Уфа, Россия
[2]Уфимский университет науки и технологий, город Уфа, Россия
[*]*elmira.iskhakova.74@mail.ru*

ОЦЕНКА КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ СПЛАВОВ TINI В БИОЛОГИЧЕСКИХ РАСТВОРАХ

В данной работе была изучена коррозионно-механическая прочность сплава $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ и $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ в биологических средах. По результатам исследований, механические свойства образцов, испытанных в растворе, оказались выше. Вероятной причиной этого является образование оксидной пленки.

Ключевые слова: сплавы с эффектом памяти формы, нитинол, коррозионно-механическая прочность

Elmira I. Iskhakova, Anna A. Churakova

ASSESSMENT OF CORROSION-MECHANICAL STRENGTH OF TINI ALLOYS IN BIOLOGICAL SOLUTIONS

This study investigated the corrosion-mechanical strength of $Ti_{49,0}$ $Ni_{51,0}$ and $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ alloys in biological environments. The results showed that the mechanical properties of the samples tested in the solution were superior. The most probable reason for this enhancement is the formation of an oxide film.

Key words: shape memory alloys, nitinol, corrosion-mechanical strength

Материалы с памятью формы представляют собой особый класс металлических соединений, способных к обратимым структурным преобразованиям. Среди различных сплавов с эффектом памяти формы наибольшее распространение получили сплавы на основе никелида титана (нитинол) [1, 2], что обусловлено комплексом уникальных функциональных свойств: способность восстанавливать исходную форму после деформации, создавать значительные усилия при восстановлении, а также устойчивость к коррозии.

Особые механические свойства TiNi и его биосовместимость с живыми тканями [3, 4] позволили ему стать одним из самых перспективных материалов для медицинских имплантатов [3, 5, 6] и устройств. Однако его контакт с биологическими жидкостями (кровь, желчь, слюна) требует изучения коррозионного поведения, так как выделение ионов никеля (Ni^{2+}) может вызывать токсические реакции,

© Исхакова Э. И., Чуракова А. А.

аллергии или воспаления. Таким образом, изучение коррозионной стойкости нитинола представляет собой актуальную научно-практическую задачу, решение которой необходимо для расширения областей безопасного применения этого перспективного материала в медицине и технике.

В качестве материала исследования были выбраны сплавы с большим содержанием никеля относительно стехиометрии – $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ и $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$, которые при комнатной температуре находятся в аустенитном состоянии с ОЦК кристаллической решеткой, упорядоченной по типу CsCl (B2). В работе было исследовано крупнозернистое (КЗ) структурное состояние, полученное закалкой образцов в воду после гомогенизационного отжига при температуре 800°С в течение часа.

Исследования коррозионной прочности проводились как на стандартных цилиндрических образцах с диаметром рабочей базы 3 мм, длиной 15 мм, так и на резьбовых цилиндрических образцах, конфигурация которых представлена на рисунке 1.

Механические испытания на растяжение первых образцов (стандартных цилиндрических, длиной 15 мм) проводились на разрывной машине Instron 5982 (УУНиТ, ЦКП) как на воздухе при температуре 24°С, так и в среде растворов Хэнкса, Рингера и 0,9% NaCl при температуре 37°С. Испытания на растяжение вторых образцов проводилось на универсальной испытательной машине AG-X Plus, Shimadzu (Тольятти) по схеме одноосного растяжения со скоростью перемещения траверсы $1{,}2 \cdot 10^{-5}$ $с^{-1}$ (0,0216 мм/мин) как на воздухе при температуре 24°С, так и в среде раствора Хэнкса при температуре 37°С. На образец крепилась коррозионная ячейка из оргстекла, в которую заливалась коррозионная среда, а сам образец крепился к траверсам испытательной машины через резьбовую оснастку. Поддержание температуры раствора в процессе всего испытания осуществлялось за счет его непрерывной циркуляции через теплообменник, расположенный в термостате.

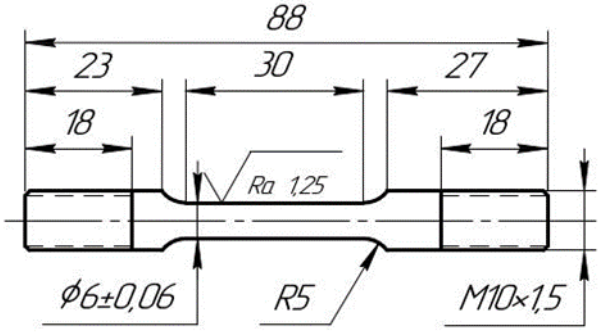
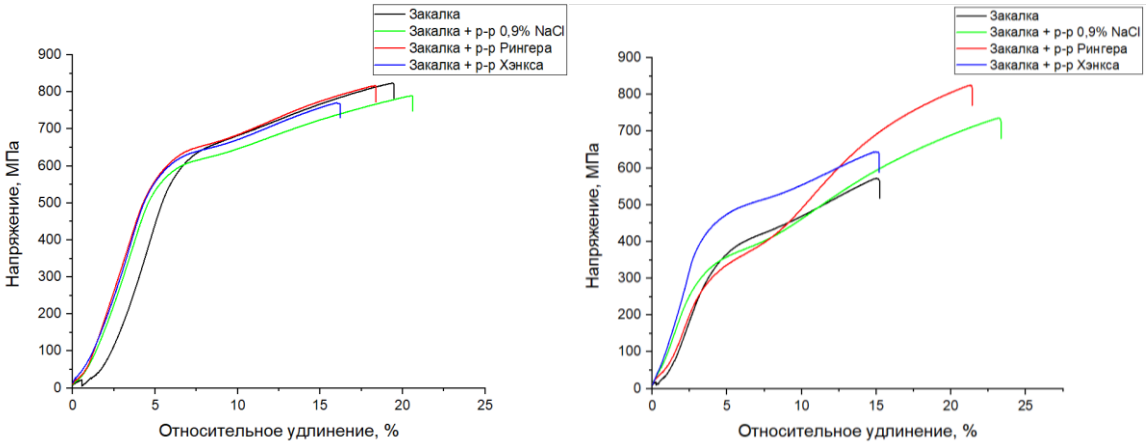


Рис. 1. Чертеж резьбового образца на растяжение

На рис. 2 предоставлены графики зависимости «напряжение – относительное удлинение» для сплавов $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ и $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$, полученные

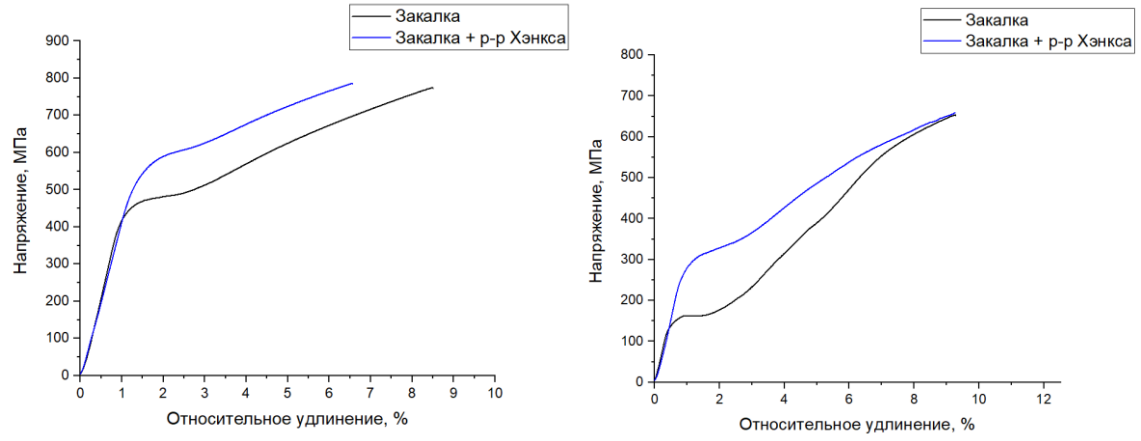
при испытаниях на воздухе и в коррозионных средах. Результаты механических испытаний показали, что поведение сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (рис. 2а) не имеет существенных различий в зависимости от среды. В то же время для сплава $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ (рис. 2б) наблюдается повышение предела прочности в среднем на 60 – 250 МПа, а также увеличение пластичности на 6 – 8 % в таких средах, как раствор Рингера и 0,9% NaCl. Вероятно, это связано с образованием защитной пленки, которая препятствует раннему разрушению образцов.



(а) *(б)*

Рис. 2. График зависимости «напряжение – относительное удлинение» для сплава: (а) $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ и (б) $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$

По данным графика 3а мы видим, что раствор Хэнкса не оказал значительного влияния на предел прочности, однако пластичность улучшилась на 2%. В сплаве $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$ (рис. 3 (б)) раствор Хэнкса оказал положительное влияние на механические свойства: пластичность увеличилась, а прочность сохранилась на прежнем уровне. Однако наблюдается более низкий предел фазовой текучести.



(а) *(б)*

Рис. 3. График зависимости «напряжение – относительное удлинение» для сплава: (а) $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ и (б) $Ti_{49,0}Ni_{51,0}$

ВЫВОДЫ

Несмотря на разную геометрию образцов, результаты механических испытаний в биологических растворах показали более высокие свойства. Вероятно, образование оксидной пленки способствует торможению распространения трещин и достижению более высоких уровней свойств.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Хачин В. Н. Никелид титана, структура и свойства / В. Н. Хачин, В. Г. Пушин, В. В. Кондратьев. М.: Наука, 1992. 161 с.
2. Оцука К. Материалы с эффектом памяти формы / К. Оцука, К. М. Вейман. Кембридж: Издательство Кембриджского университета, 1998. С. 35–75.
3. Шабаловская С. А. Поверхность, коррозия и аспекты биосовместимости нитинола как материала для имплантатов / С. А. Шабаловская // Биомедицинские материалы и инженерия. 2002. Т. 12. № 1. С. 69–109.
4. Рюханен Й. Оценка биосовместимости никель-титанового сплава с эффектом памяти формы / Й. Рюханен // Материаловедение. 1999. С. 18.
5. Цуй З. Д. / З. Д. Цуй, М. Ф. Чен, Л. Й. Чжан, Р. Х. Ху, С. Л. Чжу, С. Дж. Ян // Материаловедение и инженерия: С. 2008. Т. 28. С. 1117.
6. Фигейра Н. / Н. Фигейра, Т. М. Силва, М. Ж. Кармезим, Ж. К. С. Фернандес // Электрохимика Акта. 2009. Т. 54. С. 921.

REFERENCES

1. Khachin, V. N. Nickelide of Titanium: Structure and Properties / V. N. Khachin, V. G. Pushin, and V. V. Kondratiev. Moscow: Nauka, 1992. 161 p.
2. Otsuka K., Wayman C.M. Shape Memory Materials / K. Otsuka, C.M. Wayman. — Cambridge: Cambridge University Press, 1998. — P. 35–75.
3. Shabalovskaya S. A. Surface, corrosion, and biocompatibility aspects of nitinol as an implant material / S. A. Shabalovskaya // Bio-Medical materials and Engineering. 2002. V. 12. № 1. P. 69–109.
4. Ryhanen J. Biocompatibility evaluation of nickel titanium shape memory metal alloy / J. Ryhanen // Materials Science. 1999. P. 18
5. Cui Z. D. / Z. D. Cui, M. F. Chen, L. Y. Zhang, R. X. Hu, S. L. Zhu, X. J. Yang // Materials Science and Engineering: C. 2008. V. 28. P. 1117.
6. Figueira N. / N. Figueira, T. M. Silva, M. J. Carmezim, J. C. S. Fernandes // Electrochimica Acta. 2009. V. 54. P. 921

УДК 621

***Иван Сергеевич Каманцев*[1*]**

Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия

[*]*trophyland@mail.ru*

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

Развитие современного машиностроения вызывает необходимость создания новых конструкционных материалов, обладающих трудно достигаемым в существующих сталях и сплавах сочетанием заданных физико-механических и функциональных свойств, а также повышенным сопротивлением разрушению при различных видах нагружения. Широкие возможности в этом отношении связываются с использованием структурно-неоднородных композиционных материалов искусственного и естественного происхождения. В тоже время при проектировании элементов конструкций, содержащих композиционные материалы, требуется развитие комплексных подходов к методам оценки свойств данного класса материалов.

В работе рассмотрены особенности разрушения структурно-неоднородных материалов и методы контроля процессов их нагружения и разрушения. Объектами исследования являются слоистые металлические и металл-полимерные композиционные материалы, а также пространственные ячеистые биомиметические функциональные материалы, полученные методом 3D-прототипирования.

Ключевые слова: композиционные материалы, сопротивление разрушению, механические свойства, методы контроля.

Ivan S. Kamantsev

FRACTURE FEATURES OF COMPOSITE MATERIALS UNDER VARIOUS TYPES OF LOADING

The development of modern mechanical engineering necessitates the creation of new structural materials that possess a combination of desired physical, mechanical, and functional properties difficult to achieve with existing steels and alloys, as well as increased fracture resistance under various types of loading. Extensive opportunities in this regard are associated with the use of structurally heterogeneous composite materials of artificial and natural origin. At the same time, the design of structural elements containing composite materials requires the development of integrated approaches to evaluating the properties of this class of materials.

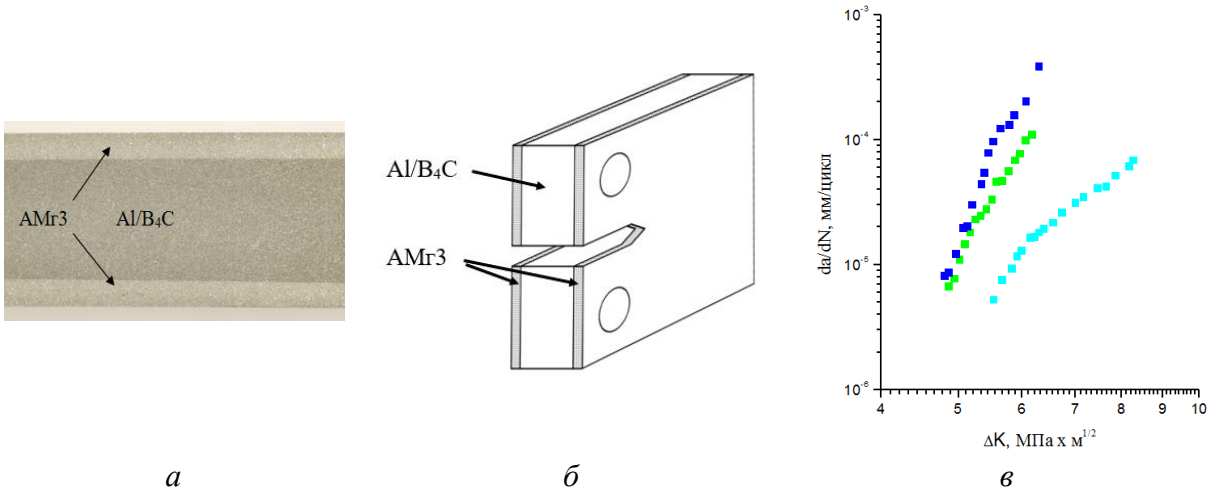
© Каманцев И. С.

This paper examines the failure characteristics of structurally heterogeneous materials and methods for monitoring their loading and failure processes. The objects of study are layered metal and metal-polymer composite materials, as well as spatial cellular biomimetic functional materials obtained using 3D prototyping.

Key words: Composite materials, fracture resistance, mechanical properties, control methods.

К материалам предъявляются требования как по конструкционной прочности, так и функциональному назначению. В качестве примера можно выделить такие сочетания требований как высокая несущая способность металлоконструкций с одновременным обеспечением технологической пластичности, высокий уровень механических свойств и обеспечение радиационной защиты и теплопроводности и т.п. Реализация в материале его функциональных свойств зачастую приводит к снижению его механических характеристик, что приводит к поиску компромисса между требованиями к материалу. Одним из путей решения является использование структурно-неоднородных композиционных материалов искусственного и естественного происхождения.

Реализация в алюмоматричном композиционном материале системы Al-B_4C функции эффективного поглощения тепловых нейтронов обеспечивается повышенным содержанием частиц B_4C. Введение упрочняющих частиц в алюминиевую матрицу приводит к повышению предела прочности, но значительно снижает характеристики сопротивления циклической трещиностойкости материала. Эффективным решением в повышении сопротивления разрушению при циклическом нагружении является формирование слоистого строения – плакировка композиционного материала сплавами на основе алюминия. На рисунке 1 приведены строение и результаты усталостных испытаний композиционного материала АМг3-Al/B_4C-АМг3.



а *б* *в*

Рис. 1. Сечение (*а*), схема плакировки (*б*) и КДУР (*в*) боралюминиевого композита

Повышение характеристик сопротивления динамическому нагружению эффективно реализуется и при сочетании металлических и полимерных материалов. Результаты испытаний слоистых композитов, состоящих из чередующихся слоев алюминиевого сплава АД1 и полимерных слоев, представляющих собой однонаправленно уложенные слои углеволокна в матрице из полиэфирной смолы ЭТАЛ-Карбон-F, приведены на рисунке 2. Полученные характеристики ударной вязкости многокомпонентных композитов сопоставлялись с модельными образцами, состоящих из нескольких слоев алюминиевого сплава АД1, соединенных между собой полиэфирной смолой, и монолитных образцов однонаправленного полимерного композита. При испытаниях образцы ориентировались в двух направлениях относительно действующей динамической нагрузки – по разветвляющему трещину типу (направление удара - вдоль границы соединения слоев) и по тормозящему трещину типу (направление удара – поперек границы соединения слоев).

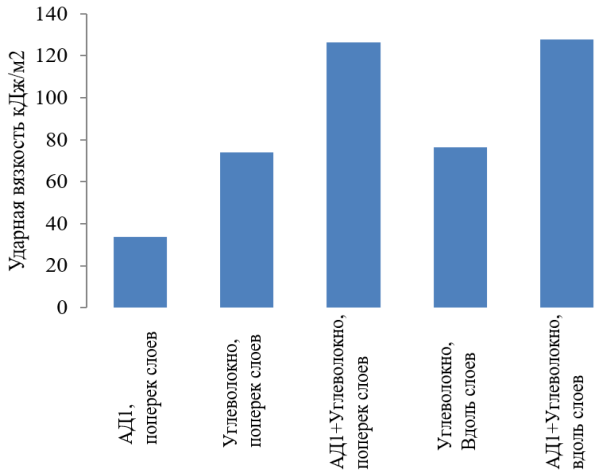


Рис. 2. Значения ударной вязкости слоистых композиционных материалов

Согласно полученным данным установлено, что характеристики ударной вязкости для полимерных однонаправленно армированных углеродным волокном образцов в 2.2 раза превосходят характеристики склеенного слоистого образца из алюминиевого сплава АД1. Введение в состав полимерного материала слоев из сплава АД1 позволило повысить значения ударной вязкости еще в 1.7 раза до 126 кДж/м^2.

Исследования процессов разрушения структурно неоднородных материалов требуют развития методов контроля. Наиболее перспективными могут являться методы, основанные на оптической регистрации полей перемещений объектов при нагружении. Так, на примере образцов с ячеистой архитектурой, полученных лазерным селективным сплавлением, рассмотрено влияние направления синтеза объектов ячеистой формы на характеристики разрушения в условиях

циклического нагружения. Выявлены особенности в характере их разрушения и установлен механизм, обеспечивающий повышенное сопротивление усталостному разрушению объектов, имеющих наряду с ячеистым строением анизотропию свойств, обусловленных технологическими особенностями получения. Анализ оптических изображений, сделанных в ходе эксперимента, позволил установить, что в ходе усталостного нагружения при ориентации плоскости печати образцов вдоль оси нагружения разрушение происходило преимущественно в плоскости печати. При циклическом нагружении в направлении, перпендикулярном печати, траектория распространения магистральной трещины также совпадала с плоскостью печати. В обоих случаях разрушение ячеистых образцов реализовывалось поэтапным разрушением отдельных сегментов. Выявленные эффекты демонстрируют влияние технологических особенностей синтеза материалов на их особенности сопротивления разрушению.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Пластометрия».

УДК 620.198

Полина Михайловна Кизимова[1*], Евдокия Геннадьевна Бушуева[1]
[1]Новосибирский Государственный Технический Университет, г. Новосибирск, Россия
**polina.ptkhv@gmail.com*

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

Методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки получены покрытия на основе никеля толщиной 2,5-3 мм с дендритной структурой на основе γ-твердого раствора на стали 12Х18Н9Т. Электрохимическими испытаниями в 10 % растворе азотной кислоты установлено, что покрытие смещает потенциал коррозии в положительную область на 0,473 В и снижает плотность тока коррозии в 66 раз по сравнению с основным материалом. Отсутствие пика активного растворения и низкая плотность тока подтверждают перспективность применения данных покрытий для защиты от коррозии в кислых окислительных средах.

Ключевые слова: вневакуумная электронно-лучевая наплавка, никелевые покрытия, защитные покрытия, коррозионная стойкость, электрохимические испытания.

Polina M. Kizimova, Evdokia G. Bushueva

CORROSION RESISTANCE OF NICKEL-BASED COATINGS

Nickel-based coatings of 2.5–3 mm thickness with a dendritic microstructure comprising a γ-solid solution matrix were successfully deposited on 0.12C18Cr9Ni1Ti austenitic stainless steel by vacuum-free electron beam cladding. Electrochemical investigations conducted in 10 % nitric acid solution demonstrated that the coating shifts the corrosion potential to more positive values by 0.473 V and suppresses the corrosion current density by a factor of 66 in comparison with the base steel. The absence of an active dissolution peak and low corrosion current density values substantiate the high potential of such coatings for protection against corrosion in acidic oxidizing media.

Key words: non-vacuum electron beam surfacing, nickel coatings, protective coatings, corrosion resistance, electrochemical tests.

Коррозионное разрушение промышленного оборудования, эксплуатируемого в условиях агрессивных сред, представляет собой одну из наиболее значимых проблем материаловедения. Хромоникелевые аустенитные стали находят широкое применение в химической и нефтеперерабатывающей отраслях промышленности в силу их высокой коррозионной стойкости. Однако при эксплуатации в кислотных средах,

© Кизимова П. М., Бушуева Е. Г.

механизмы коррозии активируются, что приводит к прогрессирующему локальному разрушению пассивирующего оксидного слоя на поверхности материала и приводит к сокращению эксплуатационного срока оборудования.

Перспективным направлением в области защиты от коррозионного воздействия в кислых средах является нанесение функциональных покрытий. В настоящее время для их получения находят применение такие методы, как электролитическое осаждение [1], термическое напыление [2], а также лазерная [3,4] и электронно-лучевая наплавка [5].

Особый интерес представляют покрытия на основе никеля и его сплавов, демонстрирующие высокую эффективность в качестве защитного слоя в агрессивных средах. Коррозионная стойкость никелевых покрытий в окислительных средах обусловлена их способностью к образованию стабильных пассивирующих слоев [6].

Целью данной работы является оценка коррозионной стойкости никелевых покрытий, сформированных на хромоникелевой аустенитной стали.

Покрытия формировались методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки (ВЭЛН) порошковой смеси состава: 23,6 масс.% Cr; 4,15 масс.% Nb; 0,5 масс.% Si; 0,4 масс.% Al; 0,4 масс.% Ti; 1 масс.% Co; 59,95 масс.% Ni; 10 масс.% MgF_2 на коррозионную сталь 12Х18Н9Т. Обработка электронным пучком выполнялась по следующим режимам: ток электронного пучка – 25 мА, скорость перемещения – 10 мм/с, мощность – 1,4 МэВ, количество порошковой смеси на единицу площади – 0,6 г/см^2.

Сформированные покрытия толщиной 2,5-3 мм имеют выраженное дендритное строение. Методом рентгенофазового анализа установлено, что основу структуры покрытия составляет γ-твердый раствор замещения на основе никеля, легированный железом и хромом. В то же время, данные микрорентгеноспектрального анализа свидетельствуют о наличии в структуре фаз, обогащенных ниобием, титаном и алюминием, которые локализованы преимущественно в междендритных областях.

Испытания на коррозионную стойкость стали и наплавленных покрытий проводились с помощью потенциостата-гальваностата Elins P-40X. Образцами служили пластины размеров 20x15x1 мм. Для электрохимических исследований использовалась трехэлектродная ячейка. Рабочим электродом являлся исследуемый материал, электрод сравнения – хлор-серебряный электрод, противоэлектрод – графит. Потенциодинамические исследования проводились при комнатной температуре (25°C) и при естественной аэрации раствора. Оценка коррозионной стойкости проводилась в растворе азотной кислоты с концентрацией 10 %. Перед измерением образцы погружали в электролит до достижения стационарного состояния с последующей анодной поляризацией со скоростью сканирования 2 мВ/с. Потенциал коррозии

(E_{corr}) и плотность тока коррозии (I_{corr}) были определены путем экстраполяции по методу Тафеля катодных участков поляризационных кривых.

По результатам испытаний установлено, что E_{corr} стали 12Х18Н9Т составляет -0,087 В, а I_{corr} – 293 мкА/см^2. В анодной области сталь переходит в активное растворение с последующим пассивированием. Пассивный ток остается на относительно высоком уровне. Потенциал коррозии покрытия значительно смещается в положительную сторону (0,386 В), плотность тока коррозии существенно снижена до 4,45 мкА/см^2. В анодной области покрытие демонстрирует высокую коррозионную стойкость с низким пассивным током и отсутствием явного пика активного растворения.

Согласно полученным результатам, покрытия на никелевой основе демонстрируют более высокую устойчивость к коррозионному разрушению в исследуемой кислой среде по сравнению с аустенитной хромоникелевой сталью.

В работе для исследований было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Структура, механические и физические свойства материалов» Новосибирского государственного технического университета.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Zellele D. M. A Review on properties of electrodeposited nickel composite coatings: Ni-Al2O3, Ni-SiC, Ni-ZrO2, Ni-TiO2 and Ni-WC / D. M. Zellele, G. S. Yar-Mukhamedova, M. Rutkowska-Gorczyca // Materials. 2024. V. 17. № 23. P. 5715. https://doi.org/10.3390/ma17235715
2. Li B. Tribocorrosion properties of NiCrAlY coating in different corrosive environments / B. Li [et al.] // Materials. 2020. V. 13. № 8. P. 1864. https://doi.org/10.3390/ma13081864
3. Zhan D. Effect of electromagnetic field assistance on the wear and corrosion resistance of nickel-based coating by laser cladding / D. Zhan [et al.] // Metals. 2024. V. 14. № 9. P. 998. https://doi.org/10.3390/met14090998
4. Zheng C. Corrosion behavior of a Ni–Cr–Mo alloy coating fabricated by laser cladding in a simulated sulfuric acid dew point corrosion environment / C. Zheng [et al.] // Coatings. 2020. V. 10. № 9. P. 849. https://doi.org/10.3390/coatings10090849
5. Zimoglyadova T. A. Structure and properties of functional self-fluxing nickel-containing coatings obtained by non-vacuum electron-beam cladding / T. A. Zimoglyadova [et al.] // Metal Science and Heat Treatment. 2019. V. 60. № 9. P. 633-640. https://doi.org/10.1007/s11041-019-00330-4
6. Meng Z. Study on microstructure and corrosion resistance of Ti-doped nickel-based alloy coatings / Z. Meng [et al.] // Journal of Solid State

Electrochemistry. 2022. V. 26. № 8. P. 1677-1686. https://doi.org/10.1007/s10008-022-05208-9

REFERENCES

1. Zellele D. M. A Review on properties of electrodeposited nickel composite coatings: Ni-Al2O3, Ni-SiC, Ni-ZrO2, Ni-TiO2 and Ni-WC / D. M. Zellele, G. S. Yar-Mukhamedova, M. Rutkowska-Gorczyca // Materials. 2024. V. 17. № 23. P. 5715. https://doi.org/10.3390/ma17235715
2. Li B. Tribocorrosion properties of NiCrAlY coating in different corrosive environments / B. Li [et al.] // Materials. 2020. V. 13. № 8. P. 1864. https://doi.org/10.3390/ma13081864
3. Zhan D. Effect of electromagnetic field assistance on the wear and corrosion resistance of nickel-based coating by laser cladding / D. Zhan [et al.] // Metals. 2024. V. 14. № 9. P. 998. https://doi.org/10.3390/met14090998
4. Zheng C. Corrosion behavior of a Ni–Cr–Mo alloy coating fabricated by laser cladding in a simulated sulfuric acid dew point corrosion environment / C. Zheng [et al.] // Coatings. 2020. V. 10. № 9. P. 849. https://doi.org/10.3390/coatings10090849
5. Zimoglyadova T. A. Structure and properties of functional self-fluxing nickel-containing coatings obtained by non-vacuum electron-beam cladding / T. A. Zimoglyadova [et al.] // Metal Science and Heat Treatment. 2019. V. 60. № 9. P. 633-640. https://doi.org/10.1007/s11041-019-00330-4
6. Meng Z. Study on microstructure and corrosion resistance of Ti-doped nickel-based alloy coatings / Z. Meng [et al.] // Journal of Solid State Electrochemistry. 2022. V. 26. № 8. P. 1677-1686. https://doi.org/10.1007/s10008-022-05208-9

УДК 669

***Виктор Павлович Кузнецов*[1,2*]**

[1]ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

[2]ФГБУ «НМИЦ ТО имени академика Г. А. Илизарова» Минздрава России, г. Курган, Россия

[*]*e-mail: v.p.kuznetcov@urfu.ru*

МЕДИЦИНСКИЕ ИМПЛАНТАТЫ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Zr. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МЕТОДОВ ФОРМИРОВАНИЯ УМЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ

Рассмотрены подходы к дизайну имплантатов для остеоинтеграционного протезирования конечностей и выполнен сравнительный анализ технологий изготовления заготовок с УМЗ-структурой из титанового сплава титана Ti–Nb–Zr методами РКУП и ротационной ковки (РК). По критериям однородности пластической деформации и пределу прочности материала обосновано применение технологии РК. Изготовлены опытные образцы вкручиваемых имплантатов из сплава Ti–39Nb–7Zr, которые в условиях доклинических испытаний продемонстрировали высокую биоинертность и остеоинтеграционные свойства.

Ключевые слова: биоинертные сплавы, имплантаты, остеоинтеграция, интенсивная пластическая деформация, УМЗ-структура, конечно-элементное моделирование.

Viktor P. Kuznetsov

MEDICAL IMPLANTS MADE OF TI-NB-ZR ALLOYS. A COMPARATIVE ANALYSIS OF METHODS FOR PRODUCING ULTRAFINE-GRAINED STRUCTURES AND PROPERTIES

Approaches to the design of implants for osteointegration limb prosthetics were reviewed, and a comparative analysis was conducted of manufacturing billets with a UFG (ultrafine-grained) structure from the titanium alloy Ti-Nb-Zr using Equal-Channel Angular Pressing (ECAP) and Rotary Forging (RF) techniques. Based on the criteria of uniformity of plastic deformation and material tensile strength, the application of RF technology was justified. Prototypes of screw-type implants made from Ti-39Nb-7Zr alloy were manufactured and demonstrated high bioinertness and osteointegration properties during preclinical trials.

© Кузнецов В. П.

Keywords: bioinert alloys, implants, osseointegration, severe plastic deformation (SPD), ultrafine-grained (UFG) structure, finite-element modeling (FEM).

Разработка, совершенствование структуры и свойств биоинертных сплавов на основе титана является одной из приоритетных задач современной медицины и материаловедения. Спрос на конструкционные и функциональные материалы для имплантатов и медицинских систем неуклонно растёт в связи с увеличением продолжительности жизни и на основе развития новых методов хирургического вмешательства. Особое внимание уделяется титановым сплавам, обладающим высокой биомеханический и биохимической совместимостью и коррозионной стойкостью. Особый интерес представляет трехкомпонентные сплавы системы Ti–Nb–Zr с механически стабильной β-фазой, обладающие исключительно низким модулем упругости (60-70 ГПа), высокой биоинертностью за счёт отсутствия токсичных легирующих элементов, что делает их перспективным кандидатом для изготовления высокопрочных и долговечных имплантатов [1]. Однако, несмотря на высокие эксплуатационные свойства этих сплавов в литом или горячекатаном состоянии они не соответствуют требованиям по прочности и остеоинтеграционной способности к образованию костной ткани, предъявляемым к медицинским имплантатам. Одним из эффективных путей повышения механических свойств металлов и сплавов при сохранении и снижении модуля упругости является формирование ультрамелкозернистой структуры (УМЗ) методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Применение методов ИПД, в частности, равноканального углового прессования (РКУП), ротационной ковки (РК) и других позволяет значительно измельчить зерно, увеличить количество дефектов кристаллической структуры и достичь существенного упрочнения материала.

Проведенные ранее исследования влияния РК и РКУП на структуру сталей и цветных металлов показали эффективность процессов при измельчении зерна и формирования вторых фаз β - сплаве титана Ti-25Nb-15Zr [2]. Что касается биосовместимых сплавов на основе механически стабильного β - твердого раствора, то информации об использовании методов ИПД для измельчения структуры таких сплавов практически нет. В связи с этим в настоящей работе рассмотрено влияние ИПД методами многопроходных РК и РКУП на формирование УМЗ состояния и комплекса свойств в биоинертных псевдо-β-титановых сплавов системы Ti-Nb-Zr.

Формирование УМЗ-структуры в биоинертных сплавах системы Ti-Nb-Zr связано с созданием промышленной технологии производства заготовок, позволяющей серийно изготавливать имплантаты для

остеоинтеграционного протезирования ампутированных конечностей животных и человека.

Разработаны новые подходы к остеоинтеграции [3] и дизайну имплантатов [4], обеспечивающие стабильность их положения в костномозговом канале и реализующие механобиологическое воздействие на протезируемую кость:

1. Формирование на погружной части имплантатов режуще-калибрующих частей и специальных поверхностей для костеобразования (патенты РФ № 152 558, РФ № 170 103).
2. Создание опорного пояска для осуществления компрессионной нагрузки на кость (патент РФ № 2 631 631).
3. Формирование внутри имплантата центрального канала и боковых отверстий для доставки лекарственных средств (патент РФ № 152 558, 170 103).
4. Создание на имплантате типа Press-Fit режуще-калибрующей части по типу протяжного инструмента с цилиндрическими зубьями и кольцевыми канавками, которые заполняются костным материалом (патент РФ № 207 637, 194 912).

Для управления формированием УМЗ-структуры в горячекатанных заготовках псевдо - β сплавов Ti-Nb-Zr методами ИПД и обеспечения требуемых механических свойств разработаны конечно-элементные модели процессов РК и РКУП и показана возможность получения однородной накопленной деформации простого сдвига для рекристаллизации исходной структуры.

Выполнено сравнение технологичности, структуры и механических свойств заготовок после РК и РКУП. Показано, что ротационная ковка обладает рядом преимуществ для развития промышленной технологии производства имплантатов. В частности, степень неоднородности распределения пластической деформации по продольному сечению заготовки не превышает 0,2. Для заготовок после РКУП она может достигать величины 1,8. При обеспечении методом ротационной ковки величины модуля упругости 72 ГПа, предел текучести составляет 785 МПа, предел прочности 830 МПа. Размер зерна β-фазы находится в диапазоне от 200 до 1000 нм.

Изготовлены опытные образцы вкручиваемых имплантантов из сплава Ti-39Nb-7Zr и проведены исследования их остеоинтергации в условиях доклинических испытаний на кроликах породы «шиншилла», которые подтвердили высокую биоинертность материала имплантата и остеоинтеграционные свойства на всей поверхности погружной части.

Работа выполнена в молодежной лаборатории модификации поверхностей материалов ФГАОУ ВО УрФУ в рамках соглашения с

Минобрнауки России № 075-03-2025-258/5 от 07.07.2025 (номер темы FEUZ-2024-0020)

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Santos R. F. M., Reis C. N., Afonso C. R. M. Influence of Zr content in Ti–40Nb–xZr alloys on the microstructure, elastic modulus and microhardness // Materials Research. — 2023. — Т. 26. — С. e20220592.
2. Han X. et al. Microstructure and mechanical property evolution mechanisms of 15Cr14Co12Mo5Ni2WA aviation gear steel during cold rotary forging //Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Т. 24. – С. 3005-3022.
3. Kuznetsov V.P. Osteointegration as a Bio-Like Technology for Creating Bone-Engineered Structures in Restorative Traumatology and Orthopedics. In: XVIII International Conference "Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Constructions": Proceedings of the Conference (Ekaterinburg, May 27–31, 2024). – Ekaterinburg : IMASH UB RAS, 2024. – P. 205.
4. Kuznetsov V.P. Implants for Single-Stage Osteointegration with Mechanobiological Stimulation of Bone Formation / Kuznetsov V.P. [et al.] // Materials. Technologies. Design. 2021. Т. 3, № 3(5). P. 23–30. – DOI: 10.54708/26587572_2021

УДК 669: 539.371:548.55

Дмитрий Александрович Куксгаузен[1*], Ирина Владимировна Куксгаузен[1], Юрий Иванович Чумляков[1], Владислав Александрович Петраков[1]

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

[*]*kuksgauzen90@gmail.com*

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СОСТАРЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА FeNiCoAlTa, FeMnNiAlC – ПОТЕНЦИАЛ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ

Исследованы сверхэластические свойства [001]-монокристаллов железосодержащих сплавов $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ta_{2.5}$ и $Fe_{43.85}Mn_{33}Al_{17}Ni_6C_{0.15}$ (ат. %), как перспективных альтернатив TiNi для получения крупногабаритных элементов с памятью формы. В этих сплавах необходимые условия для наблюдения сверхэластичности достигаются за счет выделения наноразмерных частиц γ'-фазы в сплавах FeNiCoAlTa и β-фазы в сплавах FeMnNiAlC. Установлено, что сплав FeNiCoAlTa проявляет сверхэластичность в диапазоне 203–295 К с максимальной обратимой деформацией 12,2 %, а FeMnNiAlC – в интервале 203–573 К с обратимостью 6,7 %.

Ключевые слова: сплавы на основе железа FeNiCoAlTa и FeMnNiAlC, сверхэластичность, мартенситное превращение, монокристалл, частицы γ'- и β-фазы.

Dmitry A. Kuksgauzen, Irina V. Kuksgauzen, Yuri I. Chumlyakov, Vladislav A. Petrakov

FUNCTIONAL PROPERTIES OF AGED SINGLE CRYSTALS OF IRON-BASED ALLOYS FeNiCoAlTa, FeMnNiAlC – THEIR POTENTIAL APPLICATIONS

The superelastic properties of [001]-oriented single crystals of iron-based alloys $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ta_{2.5}$ и $Fe_{43.85}Mn_{33}Al_{17}Ni_6C_{0.15}$ (at. %) were studied as promising alternatives to TiNi for the production of large-sized shape memory elements. In these alloys, the necessary conditions for observing superelasticity are achieved by the precipitation of nanoscale particles of the γ'- phase in FeNiCoAlTa alloys and the β-phase in FeMnNiAlC alloys. It has been established that the FeNiCoAlTa alloy exhibits superelasticity in the range of 203–295 K with a maximum reversible strain of 12.2%, and FeMnNiAlC in the range of 203–573 K with a strain of 6.7%.

© Куксгаузен Д. А., Куксгаузен И. В., Чумляков Ю. И., Петраков В. А.

Key words: iron-based FeNiCoAlTa and FeMnNiAlC alloys, superelasticity, martensitic transformation, single crystal, γ'- and β-phase particles.

Интерметаллиды на основе TiNi – широко используемые сплавы с памятью формы и сверхэластичностью (СЭ), главным образом в медицине [1]. Однако их высокая стоимость и сложности обработки не позволяют создавать крупноразмерные изделия. Альтернативой являются железосодержащие сплавы, которые могут быть применены для промышленных отраслей, включая демпфирование колебаний зданий, создание колес луна- и марсоходов, соединительных муфт и т.д [1–3].

В работе исследована величина СЭ и интервал ее проявления на [001]-монокристаллах железосодержащих сплавов $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ta_{2.5}$ и $Fe_{43.85}Mn_{33}Al_{17}Ni_6C_{0.15}$ (ат. %), которые испытывают ГЦК-ОЦТ и ОЦК-ГЦК мартенситные превращения (МП), соответственно. В этих сплавах условия для наблюдения СЭ достигаются за счет выделения наноразмерных частиц по средствам термических обработок. В сплавах FeNiCoAlTa путем старения выделяются частицы γ'-фазы (упорядоченная по типу Ni_3Al $L1_2$ структура), а сплавах FeMnNiAlC путем закалки либо старения образуются частицы β-фазы (упорядоченная по типу B2 (NiAl)) [2, 3].

Монокристаллы $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ta_{2.5}$ и $Fe_{43.85}Mn_{33}Al_{17}Ni_6C_{0.15}$ (ат.%) выращивали методом Бриджмена. Образцы на сжатие в форме параллелепипеда размером 3*3*6 мм вырезали вдоль [001]-направления на электроискровом станке. Кристаллы FeNiCoAlTa старили при температуре 973 К, в течение 30 минут, а FeMnNiAlC исследовали после старения 473 К, 3 часа. Согласно литературным данным [2, 3] эти режимы старения являются оптимальными для наблюдения наибольших величин обратимой деформации. Механические свойства изучали на испытательной машине Instron 5969 в температурном интервале от 203 до 573 К.

Установлено, что в сплаве FeNiCoAlTa СЭ наблюдается в интервале от 203 до 295 К (рис. 1, а). Напряжения начала ГЦК-ОЦТ МП $\sigma_{кр}$ растут с увеличением температуры испытания. Увеличение $\sigma_{кр}$ на 100 МПа происходит в интервале 203–273=70 К, при этом величина $\alpha=d\sigma_{кр}/dT$ составила 1.42 МПа/К. В кристаллах FeMnNiAlC СЭ наблюдается во всем исследованном интервале от 203 до 573 К (рис.1, б). Напряжения начала ОЦК-ГЦК превращения с ростом температуры увеличиваются незначительно, по сравнению с кристаллам FeNiCoAlTa, прирост $\sigma_{кр}$ на 100 МПа наблюдается за 370 К, так что $\alpha=d\sigma_{кр}/dT=0.27$ МПа/К. Таким образом величина α, характеризующая изменение напряжений с температурой, в сплаве FeMnNiAlC в 5 раз меньше, чем в кристалле FeNiCoAlTa, что имеет важное прикладное значение.

Максимальная величина СЭ, полученная из экспериментов при изотермическом циклировании при T=203 К при пошаговом увеличении

степени заданной деформации, составила 12.2 и 6.7 % в кристаллах FeNiCoAlTa и FeMnNiAlC, соответственно.

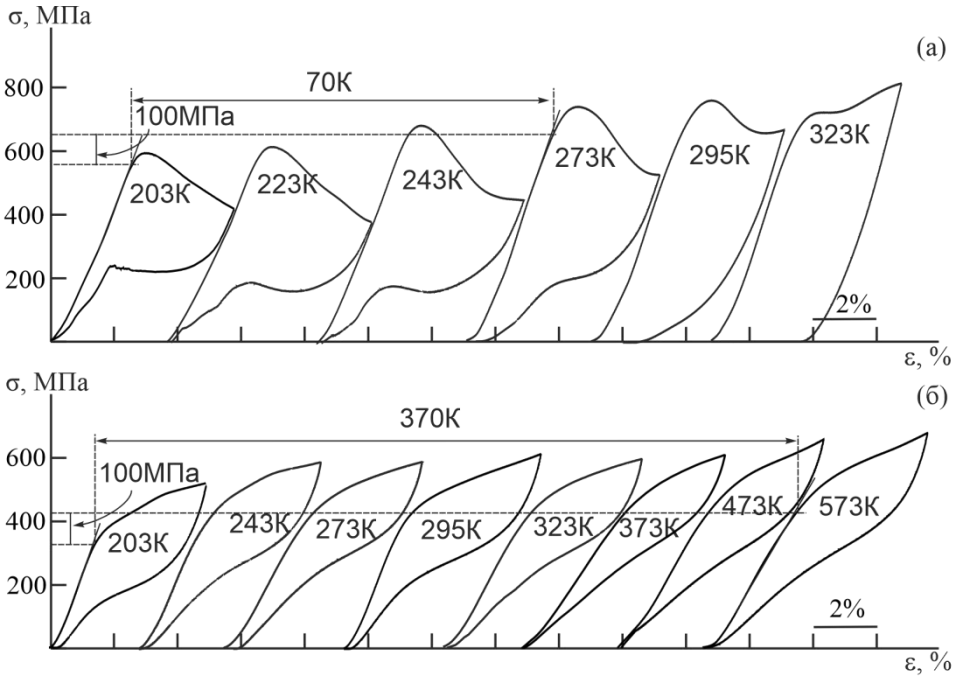


Рис. 1. Интервал проявления сверхэластичности в [001]- монокристаллах сплавов $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ta_{2.5}$ (а) и $Fe_{43.85}Mn_{33}Al_{17}Ni_6C_{0.15}$ (ат.%) (б) при сжатии, стрелками показан температурный диапазон, в котором происходит изменение напряжений на 100 МПа

На рисунке 2 представлены температурные диапазоны, в которых может быть получена СЭ и происходит изменение напряжений $\sigma_{кр}$ на 100 МПа, для исследуемых сплавах FeNiCoAlTa и FeMnNiAlC в сравнении с коммерческими сплавами TiNi и CuAlMn. Видно, во-первых, что сплавы FeMnNiAlC обладают самым малым изменением напряжений $\sigma_{кр}$ с ростом температуры. Во-вторых, интервал проявления обратимости в кристаллах FeMnNiAlC наибольший ~300 К. При этом обратимая деформация реализуется в экстремальных условиях при Т>373 К, что не наблюдается в других сплавах (рис. 2). Авторами [3] показана СЭ при температурах ниже 203 К, что представлено на рисунке 3 пунктирной линией. Температура в космосе изменяется примерно от 123 К в тени до примерно 393 К под солнечным светом, и для большинства автомобильных применений требуется эксплуатация в диапазоне от 223 К до 423 К. Это означает, что FeMnNiAlC имеет потенциал для использования в высокопрочностных уплотнителях, в качестве соединений и элементов управления широкого спектра в автомобильных, самолетных и космических системах.

Сплавы FeNiCoAlTa демонстрируют большую обратимость ~12.2 %, широкий механический гистерезис и значительно прочнее, в результате чего они обладают лучшей способностью поглощать энергию по сравнению со сплавами CuAlMn и TiNi. Эти сплавы могут использоваться

в приложениях для измерения деформации и гашения (демпфировании) энергии, например, при сильных землетрясениях.

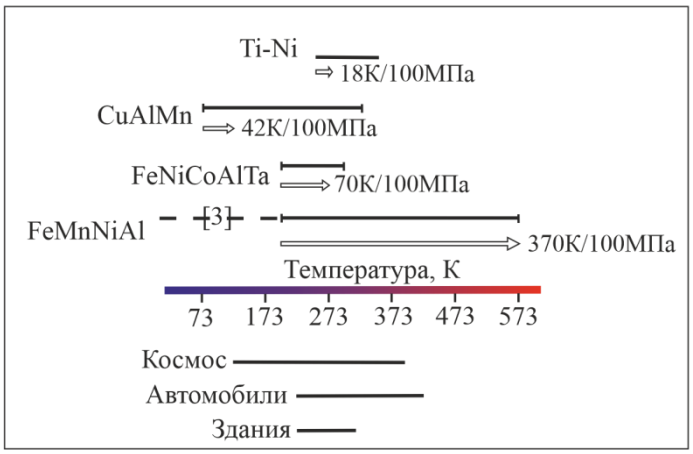


Рис. 2. Схематическое представление температурных диапазонов наблюдения СЭ и изменения напряжений начала превращения на 100 МПа для исследуемых сплавов FeNiCoAlTa, FeMnNiAlC в сравнении со сплавами TiNi и CuAlMn

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 25-19-00024.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Otsuka K. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys / K. Otsuka, X. Ren // Progress in Materials Science. 2005. V. 50. P. 511–678. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2004.10.001
2. Chumlyakov Y.I. Physics of Thermoelastic Martensitic Transformation in High-Strength Single Crystals / Y.I. Chumlyakov [et al] // Materials science foundations. 2015. V. 81/82. P. 107–173. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSFo.81-82.107
3. Vallejos J. M. Excellent pseudoelasticity of Al-rich Fe–33Mn–17Al–6Ni–0.15 C (at%) shape memory single crystals obtained without an aging conditioning stage / J. M. Vallejos [et al] // Scripta Materialia. 2020. V. 179. P. 25–29. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.12.038

REFERENCES

1. Otsuka K. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys / K. Otsuka, X. Ren // Progress in Materials Science. 2005. V. 50. P. 511–678. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2004.10.001
2. Chumlyakov Y.I. Physics of Thermoelastic Martensitic Transformation in High-Strength Single Crystals / Y.I. Chumlyakov [et al] // Materials science foundations. 2015. V. 81/82. P. 107–173. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSFo.81-82.107
3. Vallejos J. M. Excellent pseudoelasticity of Al-rich Fe–33Mn–17Al–6Ni–0.15 C (at%) shape memory single crystals obtained without an aging conditioning stage / J. M. Vallejos [et al] // Scripta Materialia. 2020. V. 179. P. 25–29. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.12.038

УДК 669.295

Марина Александровна Макушина[1*], Алексей Сергеевич Кочетков[1]

[1]Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия

**admin@viam.ru*

АНАЛИЗ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ46 В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ

Приведены результаты исследования механических свойств отливок из нового жаропрочного титанового сплава марки ВТ46Л. Описана микроструктура полученных отливок, исследованная оптическими методами. Приведено сравнение механических свойств, таких как предел кратковременной прочности, относительное удлинение, а также характеристик жаропрочности, для отливок из сплава ВТ46Л и деформированных полуфабрикатов из аналогичного сплава ВТ46. Также сделано сравнение полученных свойств с другими серийными литейными титановыми сплавами.

Ключевые слова: жаропрочные титановые сплавы, титановый сплав ВТ46, отливки, поковки, механические свойства, микроструктура

Marina A. Makushina, Alexey S. Kochetkov

ANALYSIS OF THE PROPERTIES OF THE HIGH-TENSILE TITANIUM ALLOY VT46 IN THE CAST STATE

The results of the study of the mechanical properties of castings from a new high-temperature titanium alloy of the VT46L brand are given. The microstructure of the obtained castings, investigated by optical methods, is described. A comparison of the mechanical properties, such as the ultimate tensile strength, the elongation, and the heat resistance, for castings made of VT46L alloy and deformed semi-finished products made of the same VT46 alloy, is presented. A comparison of the obtained properties with other commercial casting titanium alloys is also made.

Keywords: heat-resistant titanium alloys, titanium alloy VT46, castings, forgings, mechanical properties, microstructure.

Введение

Развитее современной техники, в том числе и в авиастроительной отрасли, невозможно без разработки новых материалов с повышенными

© Макушина М. А., Кочетков А. С.

характеристиками. Учёные-материаловеды стремятся улучшить не только кратковременную прочность, но и целый ряд других характеристик. Например, для двигателей новых летательных аппаратов нужны сплавы с высокой рабочей температурой. Поэтому в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ разработан новый жаропрочный титановый сплав марки ВТ46. О технологиях получения деформированных полуфабрикатов из сплава ВТ46 неоднократно сообщалось ранее [1-3], а в данной работе будет рассмотрена технология изготовления и исследование свойств отливок.

Материалы и методы

Исследования проведены на отливках из сплава ВТ46Л, изготовленных на оборудовании НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. В качестве заготовок для отливок использовали слитки двукратного вакуумно-дугового переплава собственного производства. Отливки изготавливали на вакуумно-индукционной плавильно-заливочной установке с водоохлаждаемым тиглем методом центробежной заливки в керамические формы.

Результаты и обсуждение

Микроструктуры отливок из сплава ВТ46Л, рассмотренная при малых увеличениях, крупнозернистая, границы зерен четко различимы, внутризеренная морфология пластинчатая. Внутри каждой колонии пластины имеют одинаковую геометрическую ориентировку, сами колонии различно ориентированы по отношению друг к другу. Толщина первичной α-фазы пластинчатой морфологии (толщина пластин) в литом состоянии составляет около 2 – 3 мкм (рисунок 4 а). Такая структура является типичной для отливок из традиционных (не интерметаллидных) титановых сплавов [4].

Температура горячего изостатического прессования (ГИП) выбрана таким образом, чтобы избежать ещё большего роста зерна, а именно соответствующая температурному интервалу содержания β-фазы 20÷50 %. Важно отметить, что посредством ГИП обеспечивается протекание частичной рекристаллизации пластин альфа-фазы.

Практическое опробование сплава ВТ46 при изготовлении отливок, а также деформируемых полуфабрикатов, показало высокую технологичность материала и стабильность механических свойств в термообработанном состоянии. Принципы сочетания твердорастворного и дисперсионного упрочнения, заложенные при разработке сплава, эффективно работают в случае отливок с применением ГИП и термической обработки по режиму двойного отжига.

На рисунках 1 и 2 представлены зависимости изменения характеристик механических свойств при растяжении от температуры испытаний для исследованных полуфабрикатов из сплава ВТ46 и ВТ46Л.

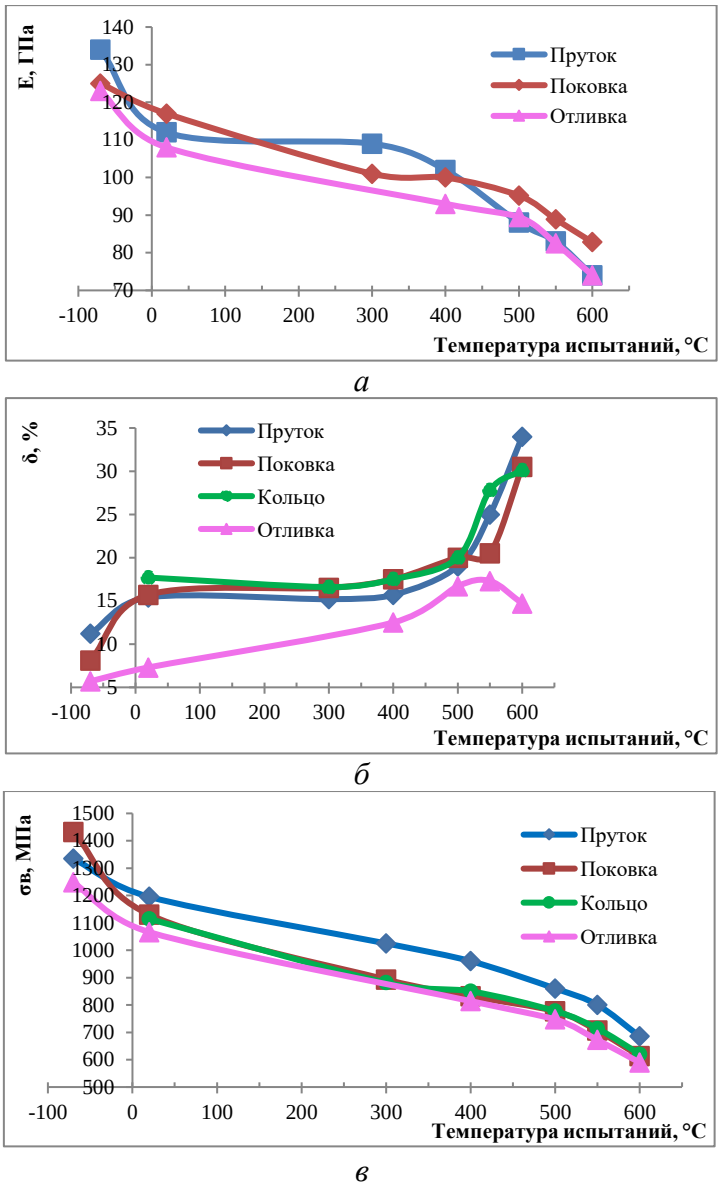


Рис. 1. Модуль упругости (*а*), относительное удлинение (*б*) и предел кратковременной прочности (*в*) полуфабрикатов из сплава ВТ46 и ВТ46Л в зависимости от температуры испытаний в диапазоне от -70 °С до 600 °С

Из приведенных данных видно, что отливки из сплава ВТ46Л несколько уступают деформированным полуфабрикатам по прочностным свойствам. Такая ситуация общеизвестна и обусловлена особенностями технологий изготовления: при многократной деформации зерно измельчается, создавая больше межзёренных границ, препятствующих движению дислокаций и увеличивающих прочностные свойства. При литье же структура после кристаллизации остаётся крупнозернистой, размер зёрен в основном зависит только от размера сечения самой отливки.

Сравнение длительной прочности жаропрочных сплавов ВТ46 (ВТ46Л) со сплавами ВТ9Л и ВТ20 (ВТ20Л) за 100 часов при температурах

испытаний 500 °С и 550 °С иллюстрирует соответственно рисунок 2 (*а* и *б*) [1-3, 5].

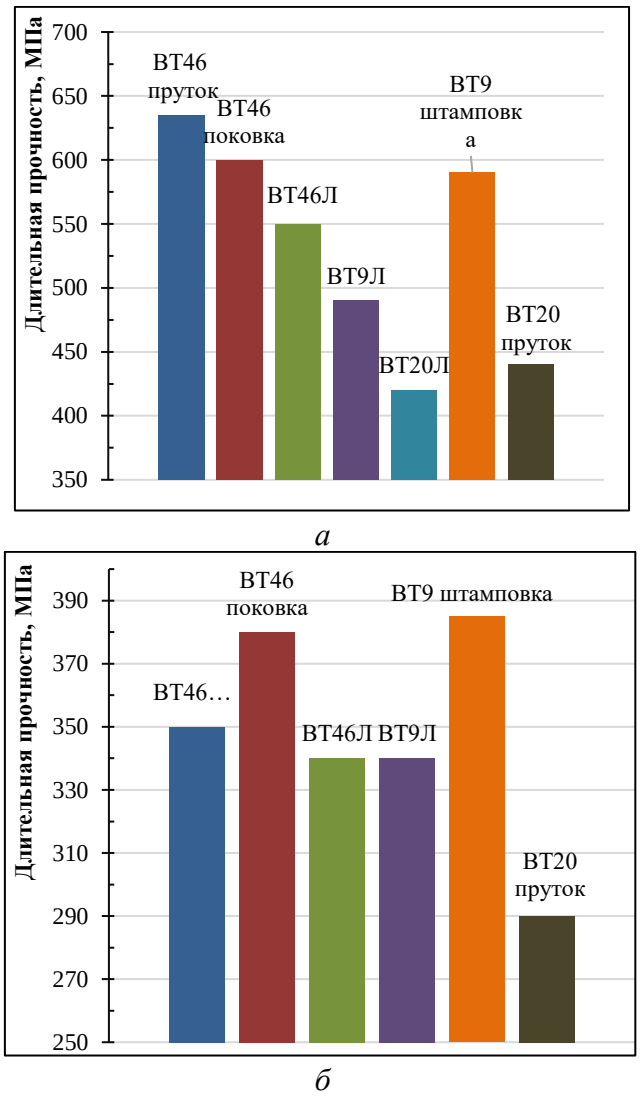


Рис. 2. Длительная прочность жапропрочных титановых сплавов при 500 °С (*а*) и при 550 °С (*б*) за 100 ч (средние значения)

Отливки из сплава ВТ46Л по длительной прочности при 500 °С занимают промежуточное положение между штамповками и отливками из сплава ВТ9Л. Длительная прочность отливок из сплавов ВТ46Л и ВТ9Л при 550 °С находится на одном уровне. Отметим, что наиболее жаропрочный титановый сплав, применяемый для изготовления отливок на данный момент – ВТ20Л, значительно отстает по прочностным и жаропрочным характеристикам от сплава ВТ46Л.

Сравнение зависимости кратковременной прочности от температуры испытаний серийных литейных титановых сплавов приведено на рисунке 3 [5-7].

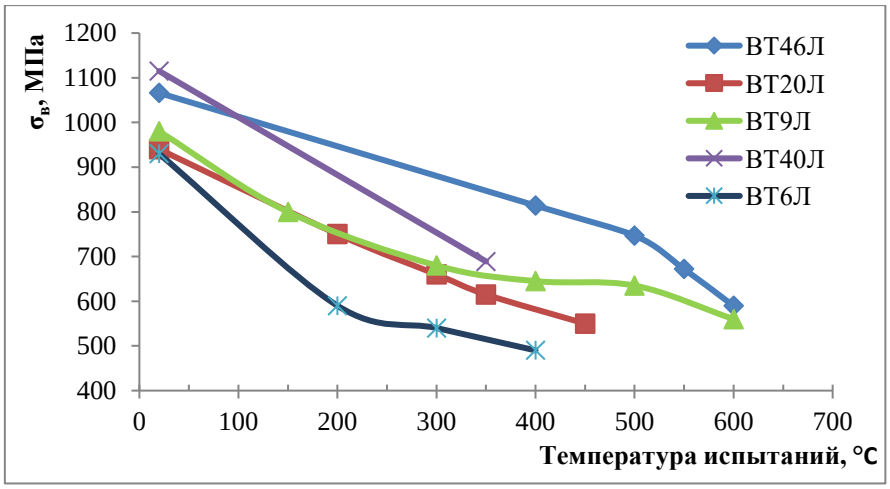


Рис. 3. Предел кратковременной прочности отливок из сплавов ВТ46Л, ВТ20Л и ВТ9Л в зависимости от температуры

Исходя из уровня прочностных свойств, сплав ВТ46Л можно было бы сравнить с ВТ40Л. Однако ВТ46Л имеет гораздо более высокую рабочую температуру – до 550 °С, в то время как ВТ40Л работоспособен при температуре лишь до 300°С.

В НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ разработан полный цикл производства отливок из сплава ВТ46Л, начиная от выплавки слитков сплава, равномерных по химическому составу, и до изготовления отливок методом вакуумно-индукционной плавки с центробежной заливкой с последующей обработкой (ГИП и ТО).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Калашников В.С., Характеристики прочности и выносливости прутков и штамповок лопаток из серийных жаропрочных титановых сплавов и нового титанового сплава псевдо-α-класса / Калашников В.С. [и др.] // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2022. № 2 (108). Ст. 02. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 19.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-13-31.
2. Кашапов О.С. О влиянии скоростей охлаждения на микроструктуру и свойства жаропрочного титанового псевдо-альфа-сплава при термической обработке на твердый раствор с охлаждением на воздухе / Кашапов О.С. [и др.] // Металлы: научно-технический журнал / Российская академия наук. Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова. М. 2021. № 6. С. 46-61. ISSN 0869-5733.
3. Кашапов О. С. Исследование влияния содержания легирующих элементов на свойства высокопрочного жаропрочного псевдо-α-сплава ВТ46 / Кашапов О. С. [и др.] //Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. №9 Ст. 04. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 28.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-6-6

4. Панин П.В., Ночовная Н.А., Каблов Д.Е., Алексеев Е.Б., Ширяев А.А., Новак А.В. Практическое руководство по металлографии сплавов на основе титана и его интерметаллидов: учебное пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. – М.: ВИАМ, 2020. – 200 с. : ил.
5. Авиационные материалы: справочник, в 13 т. / под ред. Е.Н. Каблова. 7-е изд. доп. и перераб. М.: ВИАМ, 2015 Т. 5. Магниевые и титановые сплавы. 585 с.
6. Макушина М.А., Кочетков А.С., Виноградов И.Д. Влияние различных режимов горячего изостатического прессования и термической обработки на структуру и свойства отливок из сплава ВТ40Л //Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2023. №10. Ст.03. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 22.07.2025). DOI: dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2023-0-10-24-34
7. М. А. Макушина, А. С. Кочетков, Н. А. Ночовная. Литейные титановые сплавы для авиационной техники (обзор). // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2021. №7. Ст.05. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 22.07.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-7-39-47

УДК 620.179.14

Кристина Денисовна Малыгина[1*], Евгения Александровна Путилова[1]

[1]ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

[*]*kristina.kryucheva@mail.ru*

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО И ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ CoCrFeNiAl

В данной работе исследовано влияние термической обработки и пластической деформации прокаткой со степенью обжатия 10% и 20% на магнитные свойства многокомпонентных сплавов системы $CoCrFeNiAl_x$ (x = 0,8; 1,0). Установлена прямая взаимосвязь количества ОЦК-фазы с намагниченностью в максимальном приложенном поле, а также степени деформации прокаткой, микротвердостью и коэрцитивной силой. Показана принципиальная возможность использования магнитных параметров (коэрцитивной силы и намагниченности в максимальном приложенном поле) в качестве информативных для разработки рекомендаций по применению методов магнитного неразрушающего контроля многокомпонентных сплавов системы $CoCrFeNiAl_x$.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав, многокомпонентный сплав, система CoCrFeNiAl, коэрцитивная сила, намагниченность насыщения, деформация прокаткой

Kristina D. Malygina, Evgenia A. Putilova

INFLUENCE OF HEAT AND DEFORMATION EFFECTS ON THE MAGNETIC PROPERTIES OF A MULTICOMPONENT ALLOY OF THE CoCrFeNiAl SYSTEM

In this paper, the effect of heat treatment and plastic deformation by rolling with a compression ratio of 10% and 20% on the magnetic properties of multicomponent alloys of the CoCrFeNiAlx system (x = 0.8; 1.0) is investigated. A direct relationship has been established between the amount of BCC phase and the magnetization in the maximum applied field, as well as the degree of rolling deformation, microhardness, and coercive force. The principal possibility of using magnetic parameters (coercive force and magnetization in the maximum applied field) as informative for the development of recommendations for the use of magnetic non-destructive testing methods for multicomponent alloys of the CoCrFeNiAlx system is shown.

Key words: high-entropy alloy, multicomponent alloy, CoCrFeNiAl system, coercive force, saturation magnetization, rolling deformation.

© Малыгина К. Д., Путилова Е. А.

Многокомпонентные сплавы на основе системы CoCrFeNiAl привлекают внимание исследователей благодаря уникальному сочетанию механических свойств, коррозионной стойкости и магнитных характеристик, что делает их перспективными для применения в различных областях промышленности [1]. Особенностью сплавов данной системы является возможность варьировать концентрацию Al и получать различное соотношение ГЦК и ОЦК фаз, и, как следствие, физико-механических свойств.

Для внедрения подобных многокомпонентных сплавов в промышленность возникает потребность в понимании того, как стандартные технологические операции, такие как термическая обработка и пластическая деформация, влияют на их конечные эксплуатационные характеристики. Существует необходимость в разработке эффективных и быстрых методов неразрушающего контроля, которые уже широко распространены для стальных изделий, для новых подобных многокомпонентных материалов. Поэтому исследование влияния гомогенизации и последующей холодной прокатки на магнитные свойства и микротвердость сплавов $CoCrFeNiAl_{0,8}$ и $CoCrFeNiAl_1$ является актуальной задачей.

В данной работе исследовано влияние гомогенизации при 1000°C в течение 24 часов и пластической деформации прокаткой на магнитные свойства и микротвердость многокомпонентных сплавов системы $CoCrFeNiAl_x$ (x = 0,8; 1,0).

Магнитные характеристики образцов исследовались в замкнутой магнитной цепи с использованием гистерезисграфа Remagraph C500. По полученным петлям магнитного гистерезиса определяли коэрцитивную силу и намагниченность в максимальном приложенном поле. Микротвердость HV0,025 измеряли на приборе Shimadzu HMV-G21DT по методу восстановленного отпечатка в соответствии с ГОСТ 9450. Прокатку осуществляли вдоль длинной оси образцов на стане «Дуо- кварто 250» с постоянной скоростью прокатки при комнатной температуре. Степени обжатия составили ε=10% и ε=20%.

В таблице 1 представлены магнитные свойства и твердость образцов в исходном состоянии, после отжига и деформации прокаткой.

Таблица 1

Магнитные свойства и твердость сплава $CoCrFeNiAl_x$ в различном состоянии

Состояние	Состав	H_c, А/см	$J_{макс}$, А/см	HV0,025
Исходное	$CoCrFeNiAl_{0,8}$	14,7	560	460
	$CoCrFeNiAl_1$	10,4	1680	540

ТО 1000°С	$CoCrFeNiAl_{0,8}$	9,2	152	420
	$CoCrFeNiAl_1$	10,1	712	480
ТО 1000°С + ε=10%	$CoCrFeNiAl_{0,8}$	12,3	131,2	475
	$CoCrFeNiAl_1$	21,4	856	545
ТО 1000°С + ε=20%	$CoCrFeNiAl_{0,8}$	13,7	139,2	535
	$CoCrFeNiAl_1$	32,7	665,6	635

Многокомпонентные сплавы системы CoCrFeNiAl с содержанием алюминия 0,8 и 1,0 характеризуются двухфазной структурой, состоящей из твердых растворов на основе ГЦК и ОЦК решеток. В работе [2] приведены структурные исследования и показано, что доля ОЦК-фазы в эквиатомном сплаве (Al = 1,0) приблизительно в два раза превышает ее содержание в сплаве с Al = 0,8. Это связано с тем, что алюминий является основным стабилизатором ОЦК-фазы в данной системе. Именно ОЦК-фаза вносит основной вклад в формирование ферромагнитных свойств исследуемых материалов, величина намагниченности насыщения прямо пропорциональна содержанию этой фазы. Также ОЦК-фаза является более прочной и твердой, что и наблюдается в исходном состоянии сплавов – у сплава с Al = 1,0 твердость выше на 17%, чем у сплава с Al = 0,8. Обратная зависимость значений коэрцитивной силы и количества ОЦК-фазы в исходном состоянии возможно обусловлено более сложной морфологией структуры сплава с Al = 0,8.

Гомогенизация при температуре 1000°С приводит к незначительному снижению магнитных свойств и микротвердости. Уменьшение H_c является следствием релаксации внутренних напряжений, что приводит к уменьшению магнитоупругой энергии, способствующей закреплению доменных стенок [3]. Уменьшение намагниченности насыщения, предполагается, связано с перераспределением локального химического состава, при котором ранее существовавшие локальные области, обогащенные алюминием и никелем и обладавшие повышенным магнитным моментом, снижаются в количестве и объеме после гомогенизации. Это приводит к уменьшению среднего магнитного момента на атом и общей намагниченности насыщения.

При дальнейшей пластической деформации прокаткой намагниченность насыщения сплавов существенным образом не изменяется при варьировании степени деформации, что свидетельствует о стабильности фазового состава материала.

Для сплава $CoCrFeNiAl_{0,8}$ после пластической деформации прокаткой со степенью обжатия ε=10% и ε=20% наблюдается рост коэрцитивной силы на 33% и 48% соответственно по сравнению с исходным состоянием после отжига. Для сплава $CoCrFeNiAl_1$ пластическая деформация прокаткой приводит к значительному росту коэрцитивной

силы на 111% при ε=10% и на 223% при ε=20% по сравнению с исходным состоянием после отжига. При деформации происходит измельчение зерна, то есть увеличение доли межзеренных границ, являющихся препятствием на пути движения дислокаций в сплаве. Дислокации скапливаются на границах зерен, упрочняя сплав. В то же время границы зерен являются препятствиями для смещающихся доменных границ. Таким образом, уменьшение размеров зерна (увеличение протяженности границ) и увеличение плотности дислокаций сопровождается возрастанием величины коэрцитивной силы, а также значений микротвердости.

Разница в интенсивности изменения коэрцитивной силы для сплавов $CoCrFeNiAl_{0,8}$ и $CoCrFeNiAl_1$ объясняется различным количеством ферромагнитной ОЦК фазы в сплавах. Сплав эквиатомного состава содержит в два раза больше магнитной ОЦК фазы по сравнению с составом с меньшим содержанием алюминия.

Таким образом, полученные результаты подтверждают потенциальную возможность применения магнитных методов контроля для оценки состояния и микротвердости сплавов $CoCrFeNiAl_x$ (x = 0,8; 1,0).

Исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда № 25–29-00345. При выполнении работы было использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» при ИМАШ УрО РАН.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Odetola P. I., Babalola B. J., Afolabi A. E., Anamu U. S., Olorundaisi E., Umba M. C., Phahlane T., Ayodele O. O., Olubambi P. A. Exploring high entropy alloys: A review on thermodynamic design and computational modeling strategies for advanced materials applications // Heliyon. 2024. V. 10. No 22.
2. Путилова Е.А. Влияние фазового состава и температуры гомогенизации на магнитные характеристики высокоэнтропийных сплавов системы CoCrFeNiAlx / Е.А. Путилова [и др.] // Дефектоскопия. 2025. №10. С. 56-67. doi: 10.31857/S0130308225100069
3. Тикадзуми С. Физика ферромагнетизма. Магнитные характеристики и практические применения. / С. Тикадзуми. М.: Мир, 1987. 416 с.

REFERENCES

1. Odetola P. I., Babalola B. J., Afolabi A. E., Anamu U. S., Olorundaisi E., Umba M. C., Phahlane T., Ayodele O. O., Olubambi P. A. Exploring high entropy alloys: A review on thermodynamic design and computational modeling strategies for advanced materials applications // Heliyon. 2024. V. 10. No 22.

2. Putilova E.A. Influence of phase composition and homogenization temperature on magnetic characteristics of high-entropy alloys of the system CoCrFeNiAlx / E.A. Putilova // Defektoskopiâ. 2025. N. 10. P. 56-67. doi:10.31857/S0130308225100069
3. Tikazumi, S. The Physics of Ferromagnetism: Magnetic Properties and Practical Applications / S. Tikazumi. M: Mir, 1987.

УДК 621.785.7, 620.172/.178.2

Станислав Валентинович Наумов[1*], Виталий Сергеевич Соколовский[1]

[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия

[*]*NaumovStanislav@yandex.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕЖПЛАСТИНЧАТОЕ РАССТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА

В работе представлены краткие результаты по разработке и оптимизации режимов термической обработки, позволяющие регулировать межпластинчатое расстояние (λ) в модельном сплаве на основе γ-TiAl (Ti-44Al-2V-1Zr-1Nb-0,2Gd-0,2B), с оценкой влияния полученных состояний на механические характеристики. Получены состояния с λ = 10, 50, 100 нм. В случае медленного печного охлаждения из α-области формируется пластинчатая структура с λ=150 нм. Установлена зависимость свойств от λ, где уменьшение λ обусловливает рост прочности за счёт более эффективного торможения скольжения дислокаций, тогда как увеличение λ способствует повышению относительного удлинения.

Ключевые слова: термическая обработка, межпластинчатое расстояние, ламеллярная структура, алюминид титана, γ-TiAl, механические испытания.

Stanislav V. Naumov, Vitaly S. Sokolovsky

THE EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE INTERLAMELLAR SPACING AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE ALLOY BASED ON GAMMA TITANIUM ALUMINIDE

This paper presents the results of developing and optimizing heat treatment conditions for controlling the interlamellar spacing (λ) in a model alloy based on γ-TiAl (Ti-44Al-2V-1Zr-1Nb-0.2Gd-0.2B), with an assessment of the influence of the resulting states on the mechanical properties. States with interlamellar spacings of λ = 10, 50, and 100 nm were obtained. In the case of slow furnace cooling, a lamellar structure with λ = 150 nm is formed from the α-region. The dependence of mechanical properties on λ was established, where a decrease in λ leads to an increase in strength due to more effective inhibition of dislocation slip. An increase in λ contributes to an increase in tensile elongation.

Key words: heat treatment, interlamellar spacing, lamellar structure, titanium aluminide, γ-TiAl, mechanical testing.

© Наумов С. В., Соколовский В. С.

Сплавы на основе γ-TiAl остаются одним из наиболее перспективных материалов для авиационно-ракетной техники за счёт высокой удельной прочности, хорошей коррозионной стойкости и рабочей устойчивости при температурах, где традиционные титановые сплавы уже показывают ограниченные свойства [1]. В то же время практическое применение γ-TiAl ограничивается относительной хрупкостью при низких и средних температурах и сложной зависимостью механических свойств от микроструктуры. Одним из ключевых микроструктурных параметров, определяющих механические характеристики ламеллярных состояний γ-TiAl, является межпластинчатое расстояние – расстояние между γ-пластинами в ламеллярной структуре. Этот параметр контролирует как механизмы пластической деформации и распространения трещин, так и сопротивление ползучести и усталостной долговечности.

Цель исследования, представленного в тезисах, – разработать и оптимизировать режимы термической обработки, дающие управляемую регулировку межпластинчатого расстояния в модельном сплаве на основе γ-TiAl, а также всесторонне оценить влияние полученных состояний на механические характеристики. Практическая значимость работы обусловлена тем, что возможность целенаправленного изменения межпластинчатого расстояния открывает путь не только к получению баланса прочность – пластичность, но и к разработке режимов последующей обработки для получения более сложных структур, например, гетерогенных [2].

В работе разработан набор дифференцированных термических режимов (контролируемая выдержка при различных температурах и варьирование скоростей охлаждения), позволяющих формировать ламеллярную морфологию с заданным межпластинчатым расстоянием — от единиц нанометров до долей микрометров. Для количественной характеристики микроструктуры использовались трансмиссионная электронная микроскопия и статистический анализ распределения пластин. Механические свойства оценивались серией испытаний на растяжение при комнатной температуре. В тезисах показаны взаимосвязи между заданными режимами термообработки, получаемыми значениями межпластинчатого расстояния и изменением макромеханических характеристик.

Для исследования влияния межпластинчатого расстояния на механические свойства сплав Ti-44Al-2V-1Zr-1Nb-0,2Gd-0,2B подвергнут кратковременному нагреву в α-область с последующим охлаждением на воздухе. При последующем старении в интервале 800-900°C внутри α_2-зерен формируется (α_2+γ)-пластинчатые колонии. Применение позволило получить ряд микроструктурных состояний, отличающихся межпластинчатым расстоянием. Так были получены состояния с межпластинчатым расстоянием λ = 10, 50, 100 нм. В случае медленного

печного охлаждения из α-области формируется пластинчатая структура с λ = 150 нм.

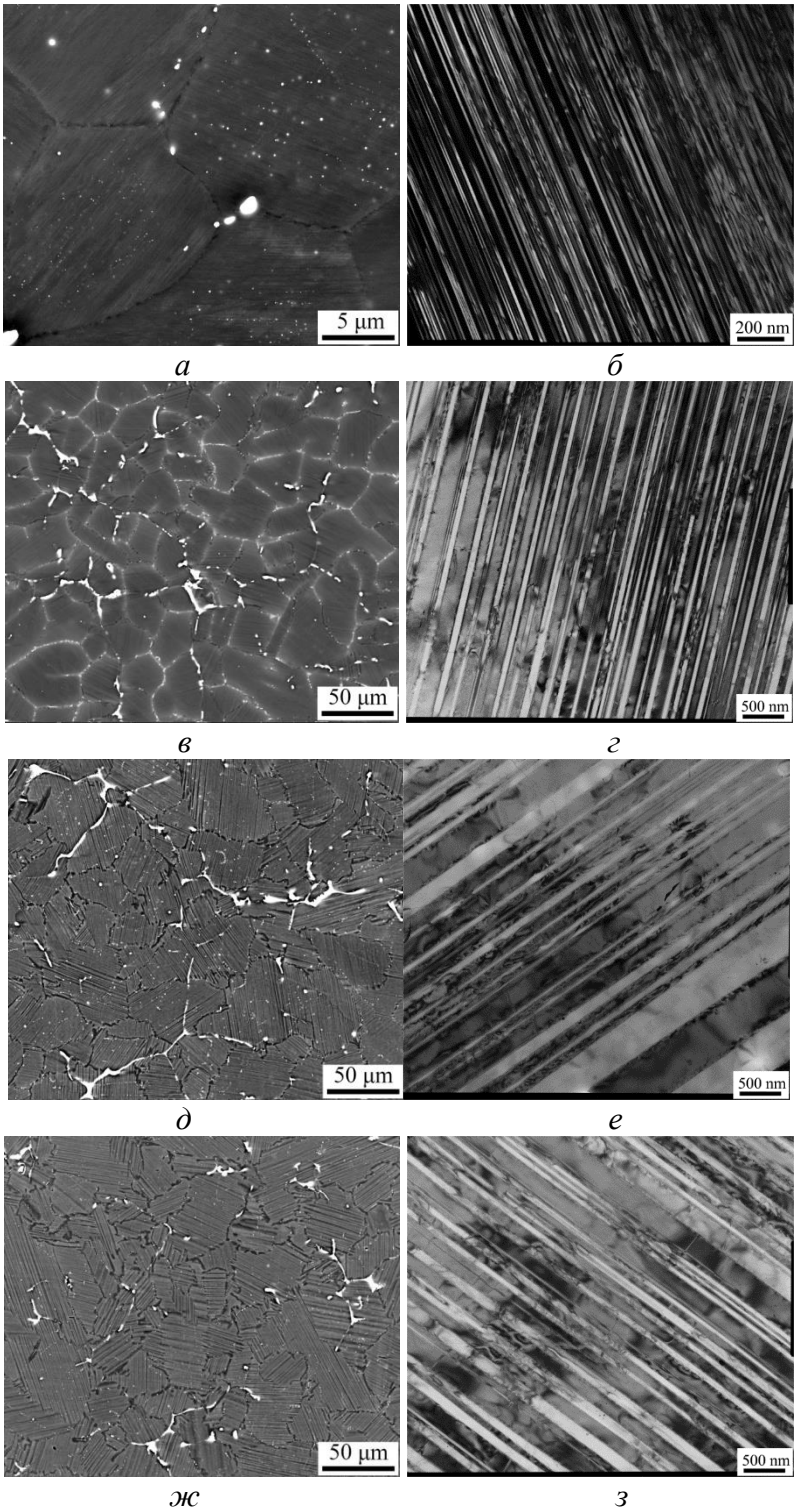


Рис. Микроструктура сплава Ti-44Al-2V-1Zr-1Nb-0,2Gd-0,2B: а, б - с полностью пластинчатой структурой λ = 10 нм; в, г – λ = 50 нм; д, е – λ = 100 нм; ж, з – λ = 150 нм

Результаты механических испытаний на растяжение, представленные в таблице, демонстрируют зависимость механических свойств от

межпластинчатого расстояния: уменьшение расстояния обусловливает рост прочности за счёт более эффективного торможения скольжения дислокаций, тогда как увеличение межпластинчатого расстояния способствует повышению относительного удлинения.

Таблица

Механические свойства сплава Ti-44Al-2V-1Zr-1Nb-0,2Gd-0,2B с полностью пластинчатой структурой

λ, нм	10	50	100	150
$\sigma_{0,2}$, МПа	825	760	720	690
σ_B, МПа	825	780	780	740
δ, %	0,2	0,6	1,1	0,8

Полученные режимы термообработки и выведенные закономерности дают инструментарий управления микроструктурой γ-TiAl-сплавов в соответствии с эксплуатационными требованиями авиационных узлов: от состояний с повышенной прочностью для элементов с высокой нагрузкой до более пластичных состояний для деталей, требующих повышенной устойчивости к зарождению и росту трещин. Кроме того, полученные результаты можно использовать для многоступенчатой термической обработки, направленной на формирование гетерогенной структуры в ходе ячеистой реакции.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10308, https://rscf.ru/project/25-79-10308/

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology / F. Appel – Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA, Weinheim, 2011. – 745 p.
2. H. Feng, Q. bin Wang, S. zhi Zhang, C. jiang Zhang, F. yin Han, N. Cui, D. dong Zhu, D. Dong, Microstructure and cellular transition characteristic of Ti-42Al-3Nb-1Mo- 0, 1B alloy 17 (2020) 423–428, https://doi.org/10.1007/s41230-020-0086-3.

REFERENCES

1. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology / F. Appel – Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA, Weinheim, 2011. – 745 p.
2. H. Feng, Q. bin Wang, S. zhi Zhang, C. jiang Zhang, F. yin Han, N. Cui, D. dong Zhu, D. Dong, Microstructure and cellular transition characteristic of Ti-42Al-3Nb-1Mo- 0, 1B alloy 17 (2020) 423–428, https://doi.org/10.1007/s41230-020-0086-3.

УДК 669-1

***Дмитрий Олегович Панов*[1]**
[1]ФГАОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», г. Белгород, Россия
Panov_D@bsuedu.ru

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Градиентные аустенитные стали являются перспективными конструкционными материалами для автомобилестроения, химического и нефтегазового машиностроения. В работе рассмотрены способы получения градиентных материалов. Установлены механизмы формирования градиентных структур в аустенитных сталях с различной энергией дефекта упаковки при объемной пластической деформации. Изучены закономерности трансформации полученных градиентных структур при термической обработке. Показаны особенности деформации и разрушения градиентных аустенитных сталей, которые приводят к повышению характеристик механических свойств.

Ключевые слова: градиентные структуры, деформационно-термическая обработка, текстура, рекристаллизация, обратные напряжения, упрочнение, разрушение.

Dmitrii O. Panov

DEFORMATION AND FAILURE OF GRADIENT-STRUCTURED AUSTENITIC STEELS

Gradient-structured austenitic steels are promising structural materials for automotive, chemical, and oil and gas industries. The paper considers the techniques of gradient-structuring. The mechanisms of the gradient structure formation in austenitic steels with the different value of stacking fault energy during bulk-dominated plastic deformation are established. The patterns of the gradient structure transformation during heat treatment are studied. The features of deformation and failure of gradient-structured austenitic steels, leading to an increase in mechanical properties, are shown.

Key words: gradient structures, thermomechanical treatment, texture, recrystallization, back stress, strengthening, failure.

Градиентные аустенитные стали привлекают все большее внимание исследователей по всему миру как перспективные конструкционные материалы для автомобилестроения, химического и нефтегазового машиностроения из-за возможности получения мультифункциональных

© Панов Д. О.

свойств. Под градиентными структурами понимают такие состояния материала, при которых наблюдается постепенное изменение размера зерна, плотности дефектов кристаллического строения, текстуры, фазового и/или химического состава по сечению заготовки. В результате формирования таких структурных состояний в сталях наблюдаются широкий спектр новых явлений, которые повышают механические и функциональные характеристики: перераспределение деформаций и напряжений между различными слоями градиентного материала в процессе нагружения; высокий уровень обратных напряжений, направленных против напряжений от внешней нагрузки; увеличение энергоемкости разрушения из-за смены микромеханизма развития трещины при ее переходе между микроструктурными слоями; ускоренное формирование плотного защитного оксидного слоя за счет активации диффузионных процессов в подповерхностных слоях; высокие сжимающие напряжения на поверхности, осложняющие зарождение усталостных трещин; и т.д.

Для получения градиентных материалов используют деформационные методы и методы аддитивного производства. Различают методы поверхностной (дробеструйная обработка, лазерная ударная обработка, обкатка поверхности) и объемной (радиальная ковка, поперечно-винтовая прокатка) пластической деформации. При всех таких методах деформационной обработки реализуется неоднородное напряженное состояние по сечению обрабатываемой заготовки, что приводит к градиентному характеру накопления пластической деформаций, а, следовательно, и микроструктурных изменений. В случае аддитивного производства основное внимание уделяют получению градиентно-функциональных материалов, у которых химический состав и структурное состояние постепенно изменяются по сечению, что, в конечном итоге, позволяет реализовывать различные функциональные характеристики в разных частях заготовки. Однако за счет варьирования параметров выращивания также можно сформировать градиентные структуры по сечению заготовки при неизменном химическом составе. Для конструкционных применений в промышленности наиболее перспективным направлением получения градиентных материалов является объемная пластическая деформация, которая позволяет обрабатывать заготовки достаточно крупного размера.

Одним из методов объемной пластической деформации получения градиентных материалов является радиальная ковка. По результатам моделирования методом конечных элементов показано, что в момент обжатия в холоднодеформируемой заготовке по сечению действуют напряжения различного знака. Так в поверхностных слоях возникают высокие сжимающие напряжения, в сердцевине заготовки – умеренные растягивающие напряжения. При этом формируется температурный

градиент по сечению. В результате адиабатического разогрева в сердцевине заготовки температура превышает 300°С, а по направлению к поверхности температура снижается практически до комнатной из-за влияния внешнего водного охлаждения. В результате такого воздействия происходит накопление большой пластической деформации в подповерхностных слоях и постепенное ее снижение по направлению к сердцевине заготовки.

Помимо параметров процесса деформационной обработки на формирование градиентных структур оказывает существенное влияние природа самого материала. Например, в аустенитных сталях механизмы деформации и, следовательно, характеристики деформированных структур во многом определяются уровнем энергии дефекта упаковки (ЭДУ). По результатам исследований аустенитных сталей с различным уровнем ЭДУ установлено, что наиболее выраженные градиентные структуры во всех случаях наблюдаются после холодной радиальной ковки со степенью 80-90%, что определяется развитием градиентов плотности дефектов кристаллической решетки, текстурных компонент и структурного состояния по сечению. Степень развития градиентных структур определяется спектром механизмов деформации, которые реализуются в процессе деформационной обработки. Важно отметить, что чем шире спектр действующих механизмов деформации, тем более выражены градиентные структуры после деформационной обработки. Однако на фоне существенного упрочнения исследуемых аустенитных сталей с градиентной структурой деформационного происхождения наблюдается критическое падение характеристик прочности и ударной вязкости.

Структурные превращения в процессе последеформационной термической обработки (ПДТО) во многом определяются типом градиентной структуры, полученной при предварительной пластической деформации. Так все рассмотренные режимы ПДТО можно разделить на низкотемпературные, среднетемпературные и высокотемпературные. При низкотемпературной ПДТО сохраняется или наследуется градиентный характер исходных градиентных структур. При этом развиваются процессы возврата, обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ превращения по мартенситному механизму, образуются дисперсные зародыши рекристаллизации, формируются атомные сегрегации, выделяются нанометрические частицы. Во время среднетемпературных отжигов градиентная структура деформационного происхождения трансформируется в результате развития статической рекристаллизации. В свою очередь, после высокотемпературных отжигов формируется однородная микроструктура по сечению материала.

Исследуемые градиентные аустенитные стали демонстрируют аномально высокие характеристики механических свойств после низкотемпературной ПДТО. При одноосном растяжении наряду с

высокими прочностными свойствами наблюдается активация деформационных процессов в подповерхностных областях, что вызывает увеличение равномерной пластической деформации из-за смещения процесса локализации в область больших деформаций. При этом на кривых деформационного упрочнения наблюдается «разворот», определяющий скачкообразный рост коэффициента деформационного упрочнения. В условиях испытаний на ударную вязкость наблюдается отклонение трещины при переходе между слоями градиентной структуры, что сопровождается сменой микромеханизма разрушения. Такое поведение при разрушении в условиях динамических испытаний вызывает существенное повышение работы распространения трещины и, следовательно, ударной вязкости в целом. Таким образом, градиентные аустенитные стали демонстрируют отличное от однородных металлических материалов механическое поведение при пластической деформации и разрушении из-за чего по комплексу характеристик механических свойств превосходят аналоги.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Соглашение 20-79-10094, https://rscf.ru/project/20-79-10094/) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

УДК 669-1

Дмитрий Олегович Панов[1], Виталий Сергеевич Соколовский[1]
[1]ФГАОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», г. Белгород, Россия
Panov_D@bsuedu.ru

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА С ПЛАСТИНЧАТОЙ И ГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРОЙ

В работе продемонстрировано влияние межпластинчатого расстояния на прочность и пластичность сплава Ti-44Al-2V-2Cr-1Nb-0,1Gd с полностью пластинчатой структурой, а также изменение механических характеристик при переходе к гетерогенной структуре. Показано, что чем меньше межпластинчатое расстояние, тем выше прочность, максимальное относительное удлинение в случае почти полностью пластинчатой структуры достигается при промежуточных значениях. Однако при переходе к гетерогенной структуре характеристики прочности остаются на достаточно высоком уровне, а пластичность при этом становится существенно выше по сравнению со сплавами с пластинчатой структурой.

Ключевые слова: гамма алюминид титана, пластинчатая структура, гетерогенная структура, прочность, пластичность.

Dmitrii O. Panov, Vitaly S. Sokolovsky

MECHANICAL PROPERTIES OF ALLOY BASED ON GAMMA TITANIUM ALUMINIDE WITH LAMELLAR AND HETEROGENEOUS STRUCTURE

The work demonstrates the effect of the interlamellar spacing on strength and ductility of the Ti-44Al-2V-2Cr-1Nb-0.1Gd alloy with a lamellar microstructure, as well as the change in mechanical characteristics after its transformation into a heterogeneous microstructure. It is shown that the strength value increases with lowering the interlamellar spacing. However, the program alloy with the heterogeneous microstructure possesses both high strength characteristics and excellent ductility, which is significantly higher than that of lamellar alloys.

Key words: gamma titanium aluminide, lamellar structure, heterogeneous structure, strength, and ductility.

Сплавы на основе гамма алюминида титана (γ-TiAl) рассматриваются как перспективные высокотемпературные лёгкие материалы для изготовления авиационных двигателей благодаря

© Панов Д. О., Соколовский В. С.

благоприятному сочетанию удельной прочности, жёсткости и сопротивления ползучести [1]. Для повышения пластичности бинарных сплавов при комнатной температуре обычно используют легирование и измельчение структуры [2]. Например, некоторые легирующие элементы, такие как бор, углерод, кремний или редкоземельные элементы, позволяют значительно измельчать структуру литых сплавов [3, 4]. Размер колоний и межпластинчатое расстояние (λ) можно контролировать термической обработкой, включая закалку с температуры превышающей эвтектоидную или медленное охлаждение до комнатной температуры [5]. Принципиально отличающимся типом структуры является гетерогенная структура, характеризующаяся одновременным присутствием колоний с межпластинчатым расстоянием, отличающимся на несколько порядков [6]. Такая структура формируется в ходе ячеистой реакции, при которой исходно метастабильные нанопластинчатые колонии трансформируются в крупноспластинчатые.

С помощью варьирования режимами термической обработки, отличающихся температурой и временем старения был получен набор структурных состояний сплава Ti-44Al-2V-2Cr-1Nb-0,1Gd с почти полностью пластинчатой структурой, отличающихся межпластинчатым расстоянием от 60 до 1200 нм. Размер колоний в полученных состояниях составлял около 70 мкм, по границам присутствовали прослойки β-фазы толщиной не более 5 мкм и объемной долей 15%. Сплав с гетерогенной структурой был получен с помощью нагрева в верхнюю часть (α+β+γ)-области с последующим контролируемым охлаждением, которое позволило сформировать структуру, сочетающую в себе (α_2+γ) пластинчатые колонии размером около 15 мкм с межпластинчатым расстоянием 80 нм и (β+γ) пластинчатые колонии, межпластинчатое расстояние в которых достигало 1,5 мкм.

Сплавы с представленными выше структурными состояниями были испытаны при комнатной температуре в условиях одноосного растяжения. Видно, что состояния с почти полностью пластинчатой структурой демонстрируют механические свойства, коррелирующиеся с их межпластинчатым расстоянием, а именно чем меньше λ тем выше прочность, в то же время относительное удлинение демонстрирует пик (1,5%) при 170 нм. В случае сплава с гетерогенной структурой наблюдается средний уровень предела текучести и существенно большее относительное удлинение, которое достигает 4,5%. Такое поведение очевидно связано со сформированной гетерогенной структурой. Деформация в данном случае на начальных этапах вероятно локализуется в крупнопластинчатых колониях, характеризующихся меньшими напряжениями необходимыми для активации скольжения/двойникования. При последующем деформационном упрочнении вероятно активируются дислокационные источники и в нанопластинчатой составляющей.

Полученный результат требует дальнейшего исследования и установления причин увеличения относительного удлинения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-10308, https://rscf.ru/project/25-79-10308/.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology / F. Appel – Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA, Weinheim, 2011. – 745 p.
2. Cao G., Fu L., Lin J., Zhang Y., Chen C. The relationships of microstructure and properties of a fully lamellar TiAl alloy // Intermetallics 8 (2000) 647-653.
3. Li. Effect of yttrium addition on microstructures and room temperature tensile properties of Ti-47A1 alloy / Li, Kong, Chen // Journal of rare earths. – 2006. – 24. P. 352 – 356.
4. Yang et al. Improving the microstructure and high temperature properties of the Ti–40Al–15Nb alloy by the addition of a minor Sc or La-rich Misch metal // Intermetallics. – 2004. – 12. – P. 161-169.
5. Cha L., Scheu Ch., Clemens H., Chladil H.F., Dehm G., Gerling R., Bartels A. Nanometer-scaled lamellar microstructures in Ti–45Al–7.5Nb–(0; 0.5)C alloys and their influence on hardness // Intermetallics 16 (2008) 868–875
6. H. Feng, Q. bin Wang, S. zhi Zhang, C. jiang Zhang, F. yin Han, N. Cui, D. dong Zhu, D. Dong, Microstructure and cellular transition characteristic of Ti-42Al-3Nb-1Mo- 0, 1B alloy 17 (2020) 423–428, https://doi.org/10.1007/s41230-020-0086-3.

REFERENCES

1. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology / F. Appel – Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA, Weinheim, 2011. – 745 p.
2. Cao G., Fu L., Lin J., Zhang Y., Chen C. The relationships of microstructure and properties of a fully lamellar TiAl alloy // Intermetallics 8 (2000) 647-653.
3. Li. Effect of yttrium addition on microstructures and room temperature tensile properties of Ti-47A1 alloy / Li, Kong, Chen // Journal of rare earths. – 2006. – 24. P. 352 – 356.
4. Yang et al. Improving the microstructure and high temperature properties of the Ti–40Al–15Nb alloy by the addition of a minor Sc or La-rich Misch metal // Intermetallics. – 2004. – 12. – P. 161-169.
5. Cha L., Scheu Ch., Clemens H., Chladil H.F., Dehm G., Gerling R., Bartels A. Nanometer-scaled lamellar microstructures in Ti–45Al–7.5Nb–(0; 0.5)C alloys and their influence on hardness // Intermetallics 16 (2008) 868–875
6. H. Feng, Q. bin Wang, S. zhi Zhang, C. jiang Zhang, F. yin Han, N. Cui, D. dong Zhu, D. Dong, Microstructure and cellular transition characteristic of Ti-42Al-3Nb-1Mo- 0, 1B alloy 17 (2020) 423–428, https://doi.org/10.1007/s41230-020-0086-3.

УДК 620.179.14

Евгения Александровна Путилова[1*], Кристина Денисовна Малыгина[1]

[1]ИМАШ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

[*]*tuevaevgenya@mail.ru*

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ ГЕТЕРОГЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

В работе представлены результаты исследований с применением 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 многокомпонентных ферромагнитных материалов. Показано, что возможно использование магнитных параметров для диагностики изменений в различных ферромагнитных компонентах сложных металлических систем. Установлены магнитные параметры, чувствительные к изменению структурного и напряженно-деформированного состояния перспективных материалов.

Ключевые слова: магнитные методы неразрушающего контроля, многокомпонентные материалы, коэрцитивная сила, деформация.

Evgenia A. Putilova, Kristina D. Malygina

INFLUENCE OF STRUCTURAL FEATURES OF HETEROGENEOUS METALLIC MATERIALS ON THEIR MAGNETIC CHARACTERISTICS

This paper presents the results of research using an interdisciplinary approach, combining methods from materials science, materials mechanics, and non-destructive physical testing, to predict changes in the current state and estimate the remaining life of objects made of multicomponent ferromagnetic materials. Magnetic parameters sensitive to changes in the structural and stress-strain state of promising materials are identified.

Key words: non-destructive magnetic methods, heterogeneous materials, coercivity, deformation.

Актуальность исследования влияния структурных особенностей многокомпонентных металлических материалов на их магнитные характеристики в контексте неразрушающего контроля заключается в необходимости разработки эффективных методов диагностики и оценки состояния таких материалов. Понимание магнитных свойств, зависящих от

© Путилова Е. А., Малыгина К. Д.

изменений структурных составляющих, позволяет улучшить точность неразрушающих методов контроля, таких как магнитная дефектоскопия. Это, в свою очередь, способствует повышению надежности и безопасности конструкций, а также снижению затрат на обслуживание и ремонт. Магнитные методы неразрушающего контроля предоставляют уникальные возможности для оценки структурных изменений, поскольку магнитные свойства ферромагнитных материалов тесно связаны с их микроструктурным состоянием [1-3]. Существование фундаментальной связи "структура-свойства-магнитные параметры" обуславливает применение таких структурно-чувствительных параметров как максимальная магнитная проницаемость, коэрцитивная сила, параметры магнитных шумов Баркгаузена, и др. Изменения в кристаллической решетке, плотности дислокаций, размере зерна, фазовом составе, уровне внутренних напряжений напрямую влияют на доменную структуру и, соответственно, на вышеупомянутые магнитные характеристики.

Однако современные условия требуют создания новых материалов, зачастую состоящих из нескольких различных, с целью скомбинировать их положительные свойства и получить материал с более высоким уровнем эксплуатационных характеристик, чем исходные. Появление новых материалов и усложнение структуры уже известных непременно приводит к сложностям с оценкой изменений, которые могут происходить в материале в процессе как изготовления, так и последующей эксплуатации.

В работе была экспериментально исследована зависимость магнитных характеристик слоистых металлических материалов, полученных по различным технологиям, 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 [4, 5]. Было показано, что высота и положение пиков на полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости слоистых материалов могут служить параметрами при оценке степени пластической деформации как биметаллического материала в целом, так и компонентов в его составе.

Работа содержит результаты экспериментальных исследований по распределению параметров магнитных шумов Баркгаузена, структуры, микромеханических характеристик и уровня остаточных напряжений по сечению сварного соединения, полученного по технологии ротационной сварки трением, биметаллической трубы [6]. Установлены закономерности изменения определенных параметров в зависимости от ширины сварного соединения и особенностей его макроструктуры и микроструктуры.

Получены результаты, связанные с перспективами развития методов неразрушающей магнитной диагностики относительно нового класса

материалов – высокоэнтропийных сплавов, однофазного и двухфазного составов системы CoCrFeNiAl. 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 [7]. 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. Также проведено исследование по применению указанных ВЭС в качестве плакирующего слоя с повышенными значениями твердости. Исследованы микроструктура, распределение микромеханических характеристик и возможности применения магнитных методов, в том числе с помощью приставных магнитных устройств, для оценки состояния получаемого покрытия.

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

Исследование выполнено за счет средств государственного задания ИМАШ УрО РАН №124070500003-6. При выполнении работы было использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» при ИМАШ УрО РАН.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Henager Jr. C.H. Investigation of magnetic signatures and microstructures for heattreated ferritic/martensitic HT-9 alloy / C.H. Henager Jr. [etc.] // Acta Mater. 2013. Vol. 61. P. 3285–3296.https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.02.017.
2. Stupakov O. Investigation of magnetic response to plastic deformation of low-carbon steel / O. Stupakov [etc] // Mater. Sci. Eng., A. 2007. Vol. 462. P. 351–354. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.475.
3. Gorkunov E. S. Magnetic Structural-Phase Analysis as Applied to Diagnosing and Evaluating the Lifetime of Products and Structural Components. Part 1 / E. S. Gorkunov // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. - 2015. – № 1. – P. 6-40. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.006-040.
4. Gorkunov E.S. Determination of the magnetic properties of separate zones of welds and the width of welded joints based on magnetic measurements / E.S. Gorkunov [etc] // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2011. Т. 47. № 9. С. 577-586. doi.org/10.1134/S1061830911090038.
5. Gorkunov E.S. The application of magnetic structural phase analysis for the diagnostics of the state of a 08x18h10t steel-ct 3 steel composite material and its components that were subjected to plastic deformation / E.S. Gorkunov

[etc] // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2012. Т. 48. № 6. С. 346-356. doi.org/10.1134/S1061830912060022.
6. Putilova E. Microstructure, Physical-Mechanical, and Magnetic Characteristics of a Butt-Welded Joint Obtained by Rotary Friction Welding Technology of Bimetallic Pipe / E. Putilova [etc] // Journal of Manufacturing and Materials Processing. 2024. V. 8. No 6. P. 271 – 283. doi.org/10.3390/jmmp8060271.
7. Путилова Е.А. Влияние фазового состава и температуры гомогенизации на магнитные характеристики высокоэнтропийных сплавов системы CoCrFeNiAlx / Е.А. Путилова [и др.] // Дефектоскопия. 2025. №10. С. 56-67. doi: 10.31857/S0130308225100069

REFERENCES

1. Henager Jr. C.H. Investigation of magnetic signatures and microstructures for heattreated ferritic/martensitic HT-9 alloy / C.H. Henager Jr. [etc.] // Acta Mater. 2013. Vol. 61. P. 3285–3296. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.02.017.
2. Stupakov O. Investigation of magnetic response to plastic deformation of low-carbon steel / O. Stupakov [etc] // Mater. Sci. Eng., A. 2007. Vol. 462. P. 351–354. https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.475.
3. Gorkunov E. S. Magnetic Structural-Phase Analysis as Applied to Diagnosing and Evaluating the Lifetime of Products and Structural Components. Part 1 / E. S. Gorkunov // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. - 2015. – № 1. – P. 6-40. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.006-040.
4. Gorkunov E.S. Determination of the magnetic properties of separate zones of welds and the width of welded joints based on magnetic measurements / E.S. Gorkunov [etc] // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2011. Т. 47. № 9. С. 577-586. doi.org/10.1134/S1061830911090038.
5. Gorkunov E.S. The application of magnetic structural phase analysis for the diagnostics of the state of a 08x18h10t steel-ct 3 steel composite material and its components that were subjected to plastic deformation / E.S. Gorkunov [etc] // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2012. Т. 48. № 6. С. 346-356. doi.org/10.1134/S1061830912060022.
6. Putilova E. Microstructure, Physical-Mechanical, and Magnetic Characteristics of a Butt-Welded Joint Obtained by Rotary Friction Welding Technology of Bimetallic Pipe / E. Putilova [etc] // Journal of Manufacturing and Materials Processing. 2024. V. 8. No 6. P. 271 – 283. doi.org/10.3390/jmmp8060271.
7. Putilova E.A. Influence of phase composition and homogenization temperature on magnetic characteristics of high-entropy alloys of the system CoCrFeNiAlx / E.A. Putilova // Defektoskopiâ. 2025. N. 10. P. 56-67. doi:10.31857/S0130308225100069.

УДК 620.181.5

Елизавета Андреевна Пухова[1*], Евдокия Геннадьевна Бушуева[1]
[1]Новосибирский Государственный Технический Университет, г. Новосибирск, Россия
[*]pukliza@yandex.ru

ОЦЕНКА ЖАРОСТОЙКОСТИ БОРИРОВАННЫХ СЛОЕВ, ЛЕГИРОВАННЫХ ВОЛЬФРАМОМ И ЦИРКОНИЕМ

Исследована жаростойкость борированных слоев, легированных цирконием и вольфрамом, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки на сталь 12Х18Н9Т. В структуре формируются бориды $(Fe,Cr)_2B$, $(Cr,W)_3B_4$, ZrB_2 и фазы Лавеса $FeZr_2$. Испытания показали превышение стойкости к окислению в 6,5 и 5,3 раза при 650 и 750°С соответственно, близкие значения при 850°С и резкое падение при 950°С.

Ключевые слова: жаростойкость, борирование поверхности, наплавка, бориды вольфрама, бориды циркония

Elizaveta A. Pukhova, Evdokia G. Bushueva

ASSESSMENT OF HEAT RESISTANCE OF BORATED LAYERS ALLOYED WITH TUNGSTEN AND ZIRCONIUM

The heat resistance of borated layers alloyed with zirconium and tungsten obtained by the method of non-vacuum electron beam surfacing on steel 12Х18Н9Т is investigated. Borides $(Fe,Cr)_2B$, $(Cr,W)_3B_4$, ZrB_2 and Laves phases FeZr2 are formed in the structure. The tests showed an excess of 6.5 and 5.3 times oxidation resistance at 650 and 750 ° C, respectively, close values at 850 °C and a sharp drop at 950 °C.

Key words: heat resistance, surface boration, surfacing, tungsten borides, zirconium borides

Критическая важность повышения жаростойкости сталей для аэрокосмической, энергетической и ядерной отраслей стимулирует интенсивные исследования в области создания защитных покрытий. В настоящее время основное внимание сосредоточено на таких методах, как химико-термическая обработка (алитирование, хромирование, силицирование)[1-3], газотермическое (детонационное, HVOF) и плазменное напыление (включая магнетронное распыление)[4-6], а также на высокоэнергетических способах модификации поверхности (лазерная наплавка, электронно-лучевая обработка)[7, 8].

Основными легирующими элементами, обеспечивающими жаростойкость сплавов, являются алюминий, хром и кремний, которые

© Пухова Е.А., Бушуева Е.Г.

препятствуют процессам взаимной диффузии кислорода и ионов окисляемого металла. Для модификации свойств защитных оксидных пленок применяется микролегирование цирконием, титаном и танталом. В частности, введение циркония способствует повышению термической стабильности покрытий и снижению скорости роста оксидных пленок [9].

Повышение прочностных характеристик жаростойких сплавов при высоких температурах достигается легированием вольфрамом. Однако его применение лимитировано склонностью к интенсивному окислению уже при температурах свыше 700 °С, что требует оптимизации общего состава легирующих элементов для обеспечения окалиностойкости материала [11].

Целью данной работы является оценка стойкости к окислению при различных температурах, борированных слоев, легированных цирконием и вольфрамом.

Легированные слои формировались методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки (ВЭЛН) порошковой композиции состава 10 масс.% W + 10 масс.% Zr + 30 масс.% B + 50 масс.% MgF_2 на коррозионностойкую сталь 12Х18Н9Т. MgF_2 используется в качестве флюсующей добавки. ВЭЛН осуществлялась по следующим режимам: I – 25 мА, W – 1,4 МэВ, скорость перемещения – 10 мм/с, количество порошка на единицу площади – 0,33 г/см^2.

В структуре после ВЭЛН формируются бориды различного состава – $(Fe, Cr)_2B$, $(Cr, W)_3B_4$, ZrB_2, а также фазы Лавеса $FeZr_2$. Бориды и фазы Лавеса удерживаются матрицей на основе твердых растворов α-Fe(Cr, Ni) и γ-Fe(Cr, Ni).

Оценка жаростойкости (ГОСТ 6130-71) [12] в течение 100 часов показала, что при температурах 650 ℃ и 750 ℃ легированные слои имеют более высокую стойкость к окислению, чем материал основы (сталь 12Х18Н9Т) в 6,5 и 5,3 раза соответственно. При температуре 850 ℃ значения жаростойкости легированных слоев и стали 12Х18Н9Т на одном уровне. Дальнейшее повышение температуры до 950 ℃ приводит к резкому падению окислительной стойкости легированного слоя – в 9,6 раз хуже материала основы. Наблюдается активное отслаивание оксидной пленки с поверхности, что свидельствует о ее слабой связи с поверхность. Формирование такой оксидной пленки не способствует замедлению взаимной диффузии окислителя и окисляемого материалу.

На основе полученных результатов можно сделать вывод, что при температурах 650 ℃ и 750 ℃ сформированные легированные слои эффективно защищают материал основы от активного окисления, при этом дальнейшее повышение температуры, приводит к их активному окислению.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-00066, https://rscf.ru/project/23-79-00066//.

В работе для исследований было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Структура, механические и физические свойства материалов» Новосибирского государственного технического университета.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Ковальчук А. В. Повышение жаростойкости углеродистых сталей термодиффузионным насыщением и нанесением вакуумных покрытий / А. В. Ковальчук [и др.] //Литьё и металлургия. 2020. №. 4. С. 139-147.
2. Wei Z. The Enhancement Effect of Salt Bath Chromizing for P20 Steel / Z.Wei [and others] // Coatings. 2021. V. 11. № 27. https://doi.org/10.3390/coatings11010027
3. Li J. Microstructure and high-temperature oxidation-resistant performance of several silicide coatings on Nb-Ti-Si based alloy prepared by pack cementation process / J. Li, X. P. Guo // Key Engineering Materials. 2013. T. 533. P. 145–165. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.533.145.
4. Saroya M. Thermal Spray Coating Technology – A Review / M. Saroya, N. Singh, A. Singh // International Journal For Multidisciplinary Research. 2023. V. 5. № 3. https://doi.org/10.36948/ijfmr.2023.v05i03.2990.
5. Oksa M. Optimization and Characterization of High Velocity Oxy-fuel Sprayed Coatings: Techniques, Materials, and Applications / M. Oksa [and others] // Coatings. 2011. V. 1. P. 17–52. https://doi.org/10.3390/coatings1010017.
6. Ctibor P. Plasma spray coatings of natural ores from structural, mechanical, thermal, and dielectric viewpoints / P. Ctibor [and others] //Coatings. 2019. V. 10. № 1. P. 3. https://doi.org/10.3390/COATINGS10010003.
7. Полякова М. А. Структурно-функциональные связи в технологической системе «лазерная наплавка покрытий из высокоэнтропийных материалов» / М. А. Полякова [и др.] // Металлург. 2024. № 6. С. 77–82. 10.52351/00260827_2024_6_77.
8. Rotshtein V. P., Shulov V. A. Surface Modification and Alloying of Aluminum and Titanium Alloys with Low-Energy, High-Current Electron Beams //Journal of metallurgy. 2011. V. 2011. № 1. P. 673685. https://doi.org/10.1155/2011/673685.
9. Zhilkashinova A. Ion-Plasma Spraying and Electron-Beam Treatment of Composite Cr-Al-Co-ZrO2-Y2O3 Coating on the Surface of Ni-Cr Alloy / A. Zhilkashinova. [and others] // Coatings. 2021. V 11. № 321. https://doi.org/10.3390/coatings11030321.
11. Suman V., Chaira D. Improvement of Oxidation Resistance in Tungsten Heavy Alloys through Si, Y_2O_3, Ni, and Co Addition // J. of Materi Eng and Perform. 2024. V. 33. № 5279–5290. https://doi.org/10.1007/s11665-023-08366-7.

10. ГОСТ 6130 – 71. Металлы. Методы определения жаростойкости (с изменением N 1). 9 с.

REFERENCES

1. Kovalchuk A. B. Increasing the heat resistance of carbon steels by thermal diffusion saturation and applying vacuum coatings / A. B. Kovalchuk [et al.] //Casting and metallurgy. 2020. No. 4. pp. 139-147.
2. Wei Z. The Enhancement Effect of Salt Bath Chromizing for P20 Steel / Z.Wei [and others] // Coatings. 2021. V. 11. № 27. https://doi.org/10.3390/coatings11010027
3. Li J. Microstructure and high-temperature oxidation-resistant performance of several silicide coatings on Nb-Ti-Si based alloy prepared by pack cementation process / J. Li, X. P. Guo // Key Engineering Materials. 2013. Vol. 533. P. 145-165. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.533.145 .
4. Saroya M. Thermal Spray Coating Technology – A Review / M. Saroya, N. Singh, A. Singh // International Journal For Multidisciplinary Research. 2023. V. 5. No. 3. https://doi.org/10.36948/ijfmr.2023.v05i03.2990 .
5. Oksa M. Optimization and Characterization of High Velocity Oxy-fuel Sprayed Coatings: Techniques, Materials, and Applications / M. Oksa [and others] // Coatings. 2011. V. 1. P. 17–52. https://doi.org/10.3390/coatings1010017.
6. Ctibor P. Plasma spray coatings of natural ores from structural, mechanical, thermal, and dielectric viewpoints / P. Ctibor [and others] //Coatings. 2019. V. 10. № 1. P. 3. https://doi.org/10.3390/COATINGS10010003.
7. Polyakova M. A. Structural and functional connections in the technological system "laser surfacing of coatings from high-entropy materials" / M. A. Polyakova [et al.] // Metallurg. 2024. No. 6. pp. 77-82. 10.52351/00260827_2024_6_77.
8. Rotshtein V. P., Shulov V. A. Surface Modification and Alloying of Aluminum and Titanium Alloys with Low-Energy, High-Current Electron Beams //Journal of metallurgy. 2011. V. 2011. No. 1. P. 673685. https://doi.org/10.1155/2011/673685 .
9. Zhilkashinova A. Ion-Plasma Spraying and Electron-Beam Treatment of Composite Cr-Al-Co-ZrO2-Y2O3 Coating on the Surface of Ni-Cr Alloy / A. Zhilkashinova. [and others] // Coatings. 2021. V 11. No. 321. https://doi.org/10.3390/coatings11030321
11. Suman V., Chaira D. Improvement of Oxidation Resistance in Tungsten Heavy Alloys through Si, Y2O3, Ni, and Co Addition // J. of Materi Eng and Perform. 2024. V. 33. No. 5279-5290. https://doi.org/10.1007/s11665-023-08366-7 .
10. GOST 6130 – 71. Metals. Methods for determining heat resistance (with change No. 1). 9 p.

УДК 621.79

***Иван Евгеньевич Реентов*[1*]*, Аэлита Александровна Никулина*[1]**
[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия
**ivanreentov@gmail.com*

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ WAAM НА СТРУКТУРУ РАЗНОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СИСТЕМЫ Ti-Cu-Fe-Cr-Ni

В работе исследованы особенности химического состава и структуры разнородных соединений, сформированных методом Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) в системе Ti-Cu-Fe-Cr-Ni. На титановый сплав ВТ1-0 послойно наносили медный буферный слой с последующей наплавкой легированной стали 12Х18Н10Т. Режимы наплавки варьировались по силе тока (50 А, 70 А, 90 А) для анализа влияния тепловложения на диффузию и фазообразование.

Ключевые слова: химический состав, микроструктура, аддитивные технологии, разнородные соединения, метастабильные структуры.

Ivan E. Reentov, Aelita A. Nikulina

INFLUENCE OF WAAM PARAMETERS ON THE STRUCTURE OF DISSIMILAR COMPOUNDS OF THE Ti-Cu-Fe-Cr-Ni SYSTEM

The chemical composition and structure of dissimilar compounds formed using Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) in the Ti-Cu-Fe-Cr-Ni system were studied. A copper buffer layer was applied layer by layer to Grade 2 titanium alloy, followed by surfacing with AISI 321 alloy steel. The surfacing modes varied in current (50 A, 70 A, 90 A) to analyze the effect of heat input on diffusion and phase formation.

Key words: chemical composition, microstructure, additive technologies, dissimilar compounds, metastable structures.

Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) – это один из методов аддитивного производства, в котором для послойного наращивания металлических компонентов используется электрическая дуга в качестве источника тепла и металлическая проволока в качестве присадочного материала. Одной из ключевых проблем при использовании WAAM для создания разнородных соединений является управление фазовым составом в зонах взаимодействия разнородных материалов, который определяет механические и эксплуатационные свойства конечного изделия.

В данном исследовании рассматривается тройная система, образующаяся при послойном нанесении на титановый сплав ВТ1-0 промежуточного слоя меди и последующего наплавления

© Реентов И. Е., Никулина А. А.

коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т. Химический состав стали 12Х18Н10Т регламентируется и включает: до 0,12 % C, 17–19 % Cr, 8–9,5 % Ni, 0,6–0,8 % Ti, до 0,8 % Si, до 2 % Mn, остальное – Fe. Режимы наплавки стали варьировались (50А, 70А, 90А), что позволило проанализировать влияние тепловложения на процессы диффузии и фазообразования.

Целью работы является анализ химического состава и структуры соединений в системе Ti-Cu-Fe-Cr-Ni, полученных методом WAAM, на основе данных микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) и теории фазообразования в металлических сплавах.

На основании комплексного анализа данных растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа трехрежимной WAAM-наплавки стали 12Х18Н10Т на титановый сплав ВТ1-0 через медный буферный слой установлены существенные различия в химическом составе и структурных особенностях получаемых соединений.

Образец, наплавленный при минимальном тепловложении (50 А), характеризуется структурой с выраженным фазовым разделением. Можно предположить, что в системе преобладают неравновесные твердые растворы, обусловленные ограниченной диффузией. В медной матрице формируется пересыщенный твердый раствор титана в меди с содержанием титана до 10–15 ат. %, значительно превышающим равновесную растворимость [1]. Одновременно образуется непрерывный ряд твердых растворов системы Cu-Ni. На основе титана идентифицируются пересыщенные растворы меди и железа в титане, на основе железа – твердые растворы, обогащенные никелем и хромом (рис. 1) [2]. Критическим фактором является монотектическое расслоение в системе Fe-Cu, приводящее к образованию механических смесей и снижению прочности соединения. Интерметаллические фазы представлены преимущественно соединениями систем Ti(Fe,Cr,Cu) и Ti(Cu) [1,3].

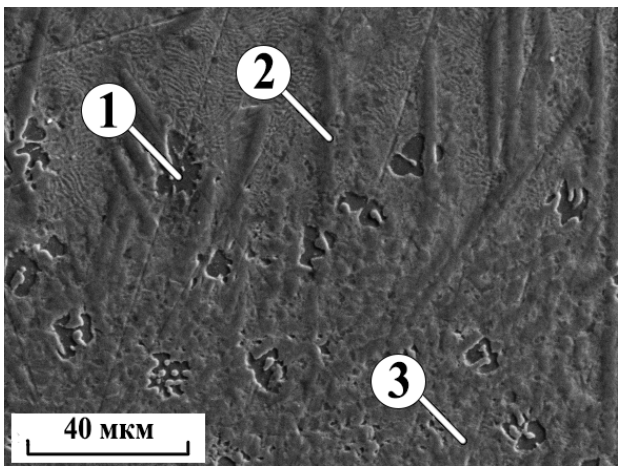
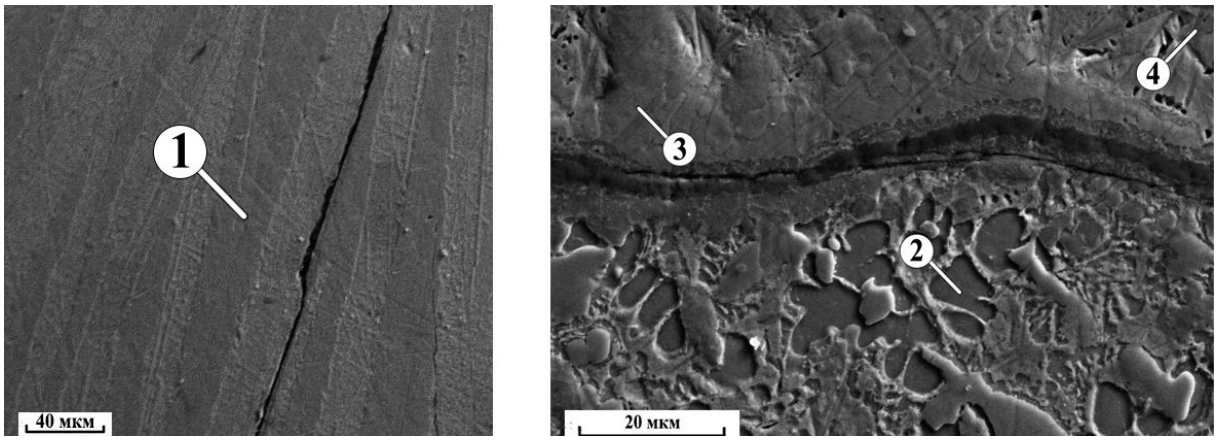


Рис. 1. Пример строения наплавленного слоя Cu-сталь, полученного при 50 А: 1 – твёрдый раствор Ti(Cu,Fe); 2, 3 – интерметаллиды Ti(Fe,Cr,Cu)

При умеренном тепловложении (70 А) наблюдается качественная трансформация структуры с формированием более сбалансированной системы фаз. Значительно расширяются растворы на основе меди, образуя многокомпонентные системы Cu-Ni-Ti. В титановой составляющей формируются усложненные растворы Ti(Fe,Cr,Cu) с расширенной растворимостью легирующих элементов. В железной матрице устанавливается широкий участок твёрдых растворов с равномерным распределением легирующих компонентов. (рис. 2) [1,2].



а *б*

Рис. 2. Микроструктура различных участков наплавленного слоя, полученного при 70 А: а – участок Ti-Cu, б – участок Cu – сталь; 1 – интерметаллиды системы Cu-Ti; 2, 3 – интерметаллиды Ti(Fe,Cr,Cu,); 4 – сложные твёрдые растворы

Интерметаллические фазы представлены соединениями систем Ti-Cu и Ti-Fe [2]. Широкие переходные зоны (10–15 мкм) и развитие сетчатых структур эвтектического типа обеспечивают хорошую нагрузочную способность соединения.

При высоком тепловложении (90 А) формируется сложная многофазная система с максимальной степенью легирования и активным образованием интерметаллических фаз. Характерно образование пересыщенных твердых растворов на основе меди, сложнолегированных растворов на основе железа, а также на основе титана. Наблюдается экстенсивное легирование всех составляющих системы с содержанием примесных элементов до 20–25 ат. % в медной фазе (рис. 3) [1].

Критическим аспектом является активное образование хрупких интерметаллидов систем Ti-Cu и Ti-Fe, а также сложных фаз с участием хрома и никеля. Широкие переходные зоны (20–30 мкм) сопровождаются формированием дендритных структур с выделениями интерметаллидов в междендритном пространстве, что может повысить риск хрупкого разрушения [1,2].

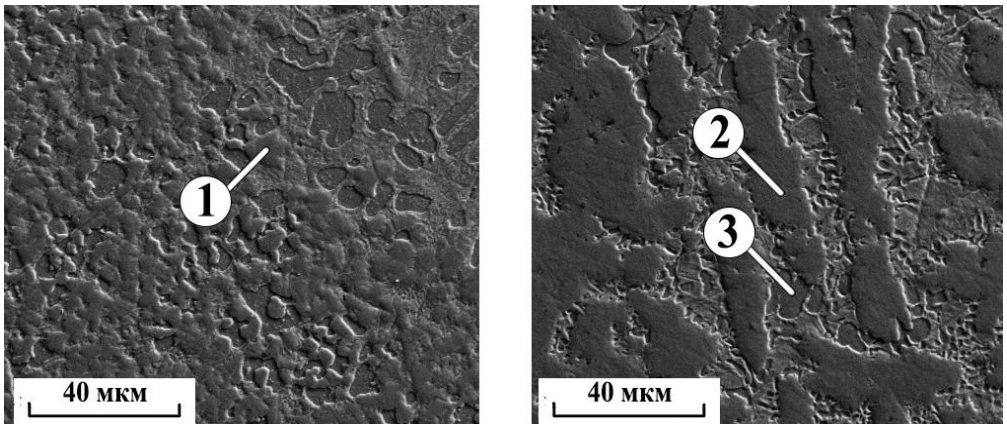


Рис. 3. Микроструктура участка Cu-сталь, полученного при 90 А: 1 – твердый раствор на основе железа, легированный Ti и Cu; 2 – интерметаллиды (Cu, Ni)Ti, твёрдые растворы на основе Fe; 3 – пересыщеный твёрдый раствор на основе Cu

В качестве результата анализа была составлена таблица всех возможных фаз в рассматриваемой системе.

Таблица

Основные возможные фазы в системе Ti-Cu-Fe-Cr-Ni после WAAM

Тип фазы	Фаза	Химический состав	Кристаллическая структура	Локализация в образцах
Твёрдые растворы на основе Cu	Пересыщенный твердый раствор	(Cu)	ГЦК	Все режимы
	Твердый раствор Cu-Ni	(Cu,Ni)	ГЦК	Все режимы
	Эвтектика (Cu) + Cu_4Ti	(Cu) + Cu_4Ti	ГЦК+тетрагональная	50 А, 70 А
Твёрдые растворы на основе Ti	α-Ti раствор	α-Ti(Cu,Fe)	ГПУ	Все режимы
	β-Ti раствор	β-Ti(Fe,Cr,Cu)	ОЦК	70 А, 90 А
Твёрдые растворы на основе Fe	Аустенит	γ-Fe(Cr,Ni,Ti)	ГЦК	Все режимы
	Феррит	α-Fe(Cr,Ti)	ОЦК	Все режимы
Интерметаллиды Ti-Cu	CuTi	CuTi	Ромбическая	Все режимы
	$CuTi_2$	$CuTi_2$	Тетрагональная	Все режимы
	Cu_4Ti	Cu_4Ti	Тетрагональная	50 А, 70 А

Продолжение таблицы

Тип фазы	Фаза	Химический состав	Кристаллическая структура	Локализация в образцах
Интерметаллиды Ti-Fe	TiFe	TiFe	Кубическая	90 А
	$TiFe_2$	$TiFe_2$	Гексагональная	90 А
Интерметаллиды Ti-Cr	$TiCr_2$	$TiCr_2$	Гексагональная	70 А, 90 А
Комплексные интерметаллиды	(Cu,Ni)Ti	(Cu,Ni)Ti	Ромбическая/кубическая	90 А
	$(Ti,Fe,Cr)_xCu_y$	Переменный	Сложная	Все режимы
Карбиды	Карбиды хрома	$Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3	Кубическая, гексагональная	Все режимы
	Карбиды титана	TiC	Кубическая	Все режимы

Проведенное исследование демонстрирует четкую зависимость фазового состава от режима наплавки. С ростом тепловложения наблюдается переход от неравновесных пересыщенных растворов при 50 А через более равновесные составы при 70 А к экстремально легированным системам при 90 А.

Полученные результаты указывают на перспективность разработки градиентных режимов наплавки для локального управления фазовым составом в различных зонах соединения, что открывает возможности для оптимизации механических свойств разнородных соединений, полученных методом WAAM.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Cu-Fe-Ti (Copper-Iron-Titanium) / V. Raghavan // Journal of Phase Equilibra. 2002. V. 23. № 1. https://doi.org/10.1361/1054971023604152.
2. J.A. van Beek Phase equilibria in the Cu–Fe–Ti system at 1123 K / J.A. van Beek , A.A. Kodentsov, F.J.J. van Loo // Journal of Alloys and Compounds. 1995. V. 217. P. 97-103. https://doi.org/10.1016/0925-8388(94)01302-X.
3. Yuna Wu An overview of microstructure regulation treatment of Cu-Fe alloys to improve strength, conductivity, and electromagnetic shielding / Yuna Wu [and others] // Journal of Alloys and Compounds. 2024. V. 1002. 175425. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.175425.

УДК 621.793.79

Полина Андреевна Рябинкина[1*], Вероника Александровна Долгова[1]
[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия
[*]*ryabinkina.2013@corp.nstu.ru*

КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ МЕДЬ-ХРОМ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Композиты медь-хром широко используются в качестве электрических контактов в вакуумных выключателях благодаря своим благоприятным электрическим и механическим свойствам. В данном исследовании композиционные покрытия медь-хром были сформированы на медных подложках методом детонационного напыления. Полученные покрытия обладают высокой твердостью (240±10 HV) и адгезионной прочностью (45±10 МПа) в сочетании с низкой пористостью (< 1%). Электропроводность покрытий варьировалась от 25 до 41% IACS в зависимости от содержания хрома.

Ключевые слова: детонационное напыление, композиционные покрытия, медь, хром.

Polina A. Riabinkina, Veronika A. Dolgova

Cu-Cr COMPOSITE COATINGS OBTAINED BY DETONATION SPRAYING

Cu-Cr composites are widely used as electrical contacts in vacuum circuit breakers due to their favorable electrical and mechanical properties. In this study, Cu-Cr composite coatings were formed on copper substrates using detonation spraying. The resulting coatings exhibit high hardness (240±10 HV) and adhesion strength (45±10 MPa) combined with low porosity (<1%). The electrical conductivity of the coatings ranged from 25 to 41% IACS, depending on the chromium content.

Key words: detonation spraying, composite coatings, copper, chromium.

Композиционные материалы с медной матрицей, упрочняющими компонентами в которых выступают частицы практически не растворяющихся в меди тугоплавких металлов, широко применяются при производстве электрических контактов высоковольтной аппаратуры. В таких материалах медная матрица обеспечивает требуемые электро- и теплопроводность, а добавление хрома повышает твердость и износостойкость, а также снижает склонность контактов к свариванию [1].

© Рябинкина П. А., Долгова В. А.

Для получения медно-хромовых композитов, которые часто относят к псевдосплавам, преимущественно используются методы порошковой металлургии [2, 3]. При производстве электрических контактов сплавы системы медь-хром часто наносятся только на рабочую поверхность изделия, тогда как основная его часть представляет собой медную подложку. Таким образом, сплавы медь-хром целесообразно использовать в качестве защитных покрытий, нанесенных на поверхности, подвергающиеся наиболее интенсивному воздействию электрической дуги.

В данной работе метод детонационного напыления был использован для формирования композиционных покрытий с медной матрицей с различным содержанием хрома. Цель работы заключалась в оценке влияния заряда используемой взрывчатой смеси на структуру и свойства получаемых покрытий.

Для напыления покрытий использовали детонационный комплекс CCDS2000 (Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск, Россия) [4]. Для уменьшения возможности окисления порошковых частиц при их напылении формировалась восстановительная атмосфера продуктов детонации, что обеспечивалось использованием в качестве топлива смеси ацетилена C_2H_2 и кислорода O_2 эквимолярного состава. Объем взрывчатой смеси, использованный в экспериментах, изменяли от 50 до 70 % от общего объема ствола установки.

В качестве исходных материалов для напыления были использованы порошки меди и хрома со средними размерами частиц 20-40 мкм. Маркировка и составы порошковых смесей для напыления представлены в таблице 1.

Таблица 1

Маркировка и составы исходных порошковых смесей, использованных для детонационного напыления

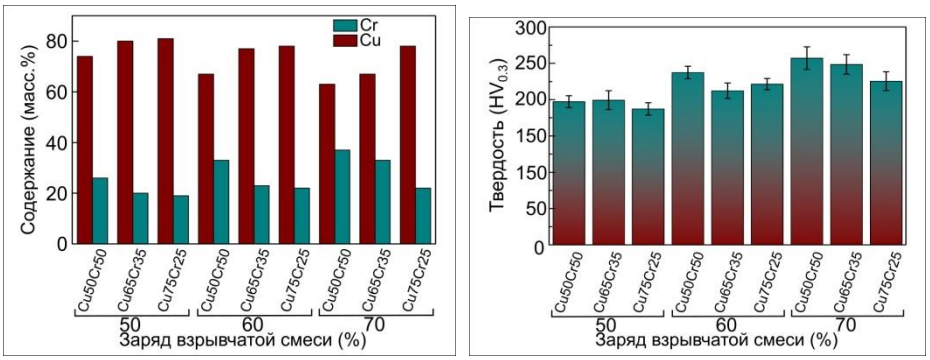
Маркировка	Содержание меди, масс. %	Содержание хрома, масс. %
Cu100	100	-
Cu75Cr25	75	25
Cu65Cr35	65	35
Cu50Cr50	50	50

Структурные исследования проводили с использованием и световой и растровой электронной микроскопии, для оценки элементного состава покрытий применяли микрорентгеноспектральный анализ (МРСА). Фазовый состав покрытий оценивали с использованием рентгенофазового анализа. Твердость покрытий определяли при нагрузке на индентор 0,3 кг. Адгезионную прочность покрытий оценивали клеевым методом в соответствии со стандартом ASTM C633-2013. Для оценки

электросопротивления покрытия отделяли от подложки, измерения проводили с использованием цифрового миллиомметра.

Структура полученных покрытий представлена медной матрицей с равномерно распределенными в ней частицами хрома. Методом рентгенофазового анализа было установлено, что увеличение объема взрывчатой смеси, сопровождающееся увеличением температуры частиц порошков меди и хрома, не приводит к окислению частиц в процессе напыления. В структуре сформированных покрытий зафиксировано присутствие только фаз α-Cu и β-Cr.

Содержание меди и хрома в покрытиях было определено с использованием метода МРСА. Результаты анализа представлены в виде диаграмм (рисунок 1 а). Значительное снижение доли хрома в сравнении с исходными порошками зафиксировано в покрытиях, полученных при напылении с объемом взрывчатой смеси, составляющим 50 %. Напыление покрытий с зарядами взрывчатой смеси величиной 60 и 70 % позволяет сохранить большую долю хрома за счет более интенсивного нагрева и плавления частиц. Максимальный уровень твердости (255±15 HV) характерен для покрытия с повышенной долей оплавленного хрома, сформированного при объеме взрывчатой смеси 70 % и содержании в исходном порошке 50 масс. % хрома (рисунок 1 б). И, напротив, из-за сохранения малого количества хрома покрытия, полученные при использовании заряда на уровне 50 %, отличаются наименьшими показателями твердости (~ 200 HV).



а *б*

Рис.1 Характеристики покрытий, полученных при напылении с различным зарядом взрывчатой смеси: *а* – соотношение содержания меди и хрома в покрытиях, *б* – твердость

Из представленных выше результатов исследований следует, что при использовании порошковой смеси Cu75Cr25 состав получаемых покрытий близок к номинальному. В то же время в покрытиях из смесей Cu50Cr50 и Cu65Cr35 наблюдается нехватка хрома, обусловленная его рикошетированием. По этой причине после проведения предварительных экспериментов было принято решение об увеличении содержания этого

элемента в исходных порошковых смесях. Свойства покрытий, сформированных при использовании смесей после коррекции их состава, представлены в таблице 2.

Таблица 2

Свойства медного и композиционных покрытий, полученных методом детонационного напыления

Покрытие	Твердость, $HV_{0.3}$	Пористость, %	Адгезионная прочность, МПа	Электрическая проводимость, % IACS
Cu100	180±5	< 1	25±5	55
Cu75Cr25	220±10	< 1	45±10	41
Cu65Cr35_C	235±10	~ 1	35±5	26
Cu50Cr50_C	240±10	~ 1	35±5	25

Введение хрома в медную матрицу, формирование мелкозернистой структуры покрытия, образование дефектов кристаллической решетки в результате пластической деформации частиц при столкновении с подложкой и быстрой кристаллизации расплавленного материала способствует снижению электрической проводимости покрытий. Следует отметить, что существенных различий в показателях электросопротивления покрытий, сформированных при напылении смесей Cu65Cr35_C и Cu50Cr50_C (после коррекции составов), не наблюдается.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект FSUN-2024-0005): «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях». Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

REFERENCES

1. Slade, P. G. The Vacuum Interrupter: Theory, Design, and Application / P. G. Slade. – Boca Raton : CRC Press, 2017. – 528 p.
2. Bulk Cu–Cr nanocomposites by high-energy ball milling and spark plasma sintering / N. F. Shkodich, A. S. Rogachev, S. G. Vadchenko [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – Vol. 617. – P. 39-46.
3. Microstructures and mechanical properties of spark plasma sintered Cu–Cr composites prepared by mechanical milling and alloying / Q. Fang, Z. Kang, Y. Gan, Y. Long // Materials & Design. – 2015. – Vol. 88 – P. 8-15.

4. Computer-controlled detonation spraying: Flexible control of the coating chemistry and microstructure / V. Y. Ulianitsky, D. V. Dudina, A. A. Shtertser, I. Smurov // Metals. – 2019. – Vol. 9, iss. 12. – P. 1244.

УДК 621.791.36, 621.791.37

Софья Михайловна Терехова[1*], Александр Александрович Иванников[1], Олег Николаевич Севрюков[1], Павел Владимирович Морохов [1], Антон Владиславович Абрамов [1], Александр Андреевич Баженов [1], Владимир Валерьевич Михальчик [1], Вероника Олеговна Кириллова [1] Иван Игоревич Клюшин [1]

[1]ФГАОУ ВО Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г.Москва, Россия

[*]*SMTerekhova@mephi.ru*

РАЗРАБОТКА СПЛАВОВ-ПРИПОЕВ СИСТЕМ Ag-Cu-Ti И Ag-Cu-Zr ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ СО СПЛАВОМ 29НК

Создание надежных металлокерамических соединений остается актуальной задачей для вакуумной и электронной промышленности. Многоступенчатая технология молибден-марганцевой металлизации требует замены более эффективными решениями, среди которых перспективным является метод активной пайки. Его сущность заключается в использовании припоев на основе эвтектики Ag-Cu, легированных активными элементами (Ti, Zr), обеспечивающими смачивание керамики. Однако данные о влиянии состава таких припоев на их структуру и свойства соединений остаются ограниченными.

Целью работы является разработка и получение быстрозакаленных ленточных сплавов-припоев на основе систем Ag-Cu-Ti и Ag-Cu-Zr для создания термостойких соединений алюмооксидной керамики ВК100 со сплавом 29НК. Методом дуговой плавки получены слитки четырех композиций: Ag-26,5Cu-1,5Ti, Ag-25Cu-5Ti, Ag-26,5Cu-1,5Zr, Ag-25Cu-5Zr, мас.%. Механические свойства оценивались посредством измерения микротвердости. Микроструктура полученных слитков была исследована с помощью метода растровой электронной микроскопии (РЭМ) и рентгенофазового анализа. Для гомогенизации химического состава в слитках проведён диффузионный отжиг при 730°С в течение 5 часов. Установлено, что сплавы приобрели стабильную равновесную эвтектическую структуру с интерметаллидными фазами (Cu_4Ti и Cu_4AgZr/Cu_5Zr соответственно).

В результате быстрой закалки из гомогенизированных слитков сплавов Ag-26,5Cu-1,5Ti, Ag-25Cu-5Ti, Ag-26,5Cu-1,5Zr и Ag-25Cu-5Zr, мас.% получены ленты толщиной 40-60 мкм и шириной 15-20 мм. Фазовый состав быстрозакалённых лент был также исследован с помощью рентгенофазового анализа.

© Терехова С. М., Иванников А. А., Севрюков О. Н., Морохов П. В., Абрамов А. В., Баженов А. А., Михальчик В. В., Клюшин И. И.

Ключевые слова: активная пайка, металлокерамические соединения, сплав 29НК, алюмооксидная керамика, быстрозакаленный припой, Ag-Cu-Ti, Ag-Cu-Zr, гомогенизационный отжиг.

Sofia M. Terekhova, Alexander A. Ivannikov, Oleg N. Sevryukov, Pavel V. Morokhov, Anton V. Abramov, Alexander A. Bazhenov, Vladimir V. Mikhalchik, Veronika O. Kirillova, Ivan I. Klyushin

DEVELOPMENT OF Ag-Cu-Ti AND Ag-Cu-Zr BRAZING ALLOYS FOR JOINING ALUMINA CERAMICS WITH 29NK ALLOY

Creating reliable metal-ceramic joints remains a relevant task for the vacuum and electronics industries. The multi-stage molybdenum-manganese (Mo-Mn) metallization technology requires replacement with more efficient solutions, among which the active brazing method is promising. Its essence lies in the use of brazing filler metals based on the Ag-Cu eutectic, alloyed with active elements (Ti, Zr), which ensure the wetting of the ceramic. However, data on the influence of the composition of such filler metals on their structure and the properties of the joints remain limited.

The aim of this work is the development and production of rapidly quenched ribbon brazing filler metals based on the Ag-Cu-Ti and Ag-Cu-Zr systems for creating heat-resistant joints between alumina ceramic VK100 and alloy 29NK. Ingots of four compositions were produced by arc melting: Ag-26.5Cu-1.5Ti, Ag-25Cu-5Ti, Ag-26.5Cu-1.5Zr, Ag-25Cu-5Zr (wt.%). Mechanical properties were assessed by measuring microhardness. The microstructure of the obtained ingots was investigated using scanning electron microscopy (SEM) and X-ray phase analysis. Diffusion annealing at 730°C for 5 hours was used to homogenize the chemical composition of the ingots. It was established that the alloys acquired a stable equilibrium eutectic structure with intermetallic phases (Cu_4Ti and Cu_4AgZr / Cu_5Zr, respectively).

As a result of rapid quenching from the homogenized ingots of the Ag-26.5Cu-1.5Ti, Ag-25Cu-5Ti, Ag-26.5Cu-1.5Zr, and Ag-25Cu-5Zr (wt.%) alloys, ribbons with a thickness of 40-60 μm and a width of 15-20 mm were obtained. The phase composition of the rapidly quenched ribbons was also investigated using X-ray phase analysis.

Key words: active brazing, metal-ceramic joints, 29NK alloy, alumina ceramics, rapidly quenched brazing filler, Ag-Cu-Ti, Ag-Cu-Zr, homogenization annealing.

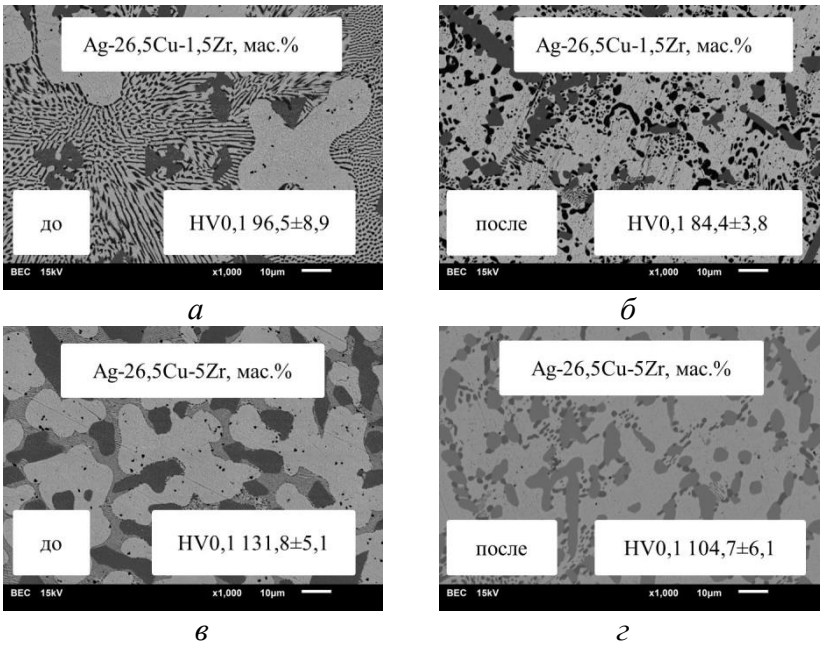
Технология высокотемпературной вакуумной пайки металлокерамических соединений широко известна с середины 20-го века. При этом до недавнего времени она представляла собой двухступенчатую технологию, в ходе которой на первом этапе на поверхность керамики наносился и вжигался металлизационный слой, а второй этап заключался в

пайке пластичным сплавом-припоем по типу соединений «металл с металлом» [1]. В течение последних 20 лет активно развивается способ активной пайки, основанный на применении сплавов-припоев, легированных активным элементом (Ti, Zr, V и др.) [2-3]. Однако, до сих пор свойства таких сплавов и сплавов-припоев в виде лент, полученных методом быстрой закалки, были слабоизучены.

В данной работе рассматриваются сплавы составов Ag-26,5Cu-1,5Ti, Ag-25Cu-5Ti, Ag-26,5Cu-1,5Zr, Ag-25Cu-5Zr, мас.%. Выплавку слитков и получение припоев в виде быстрозакалённой ленты проводили на установке «Кристалл-702». В этой установке достигаются скорости охлаждения расплава порядка 10^5–10^6 К/с. Гомогенизирующий отжиг проводился в вакуумной печи СШВ-1.2,5/25М-04 с резистивным нагревом, которая позволяет осуществлять пайку образцов в вакууме $1{,}3 \cdot 10^{-3}$ Па. Печь оснащена автоматическим программным регулированием температуры. Отжиг производился при температуре 730°С в течение 300 минут.

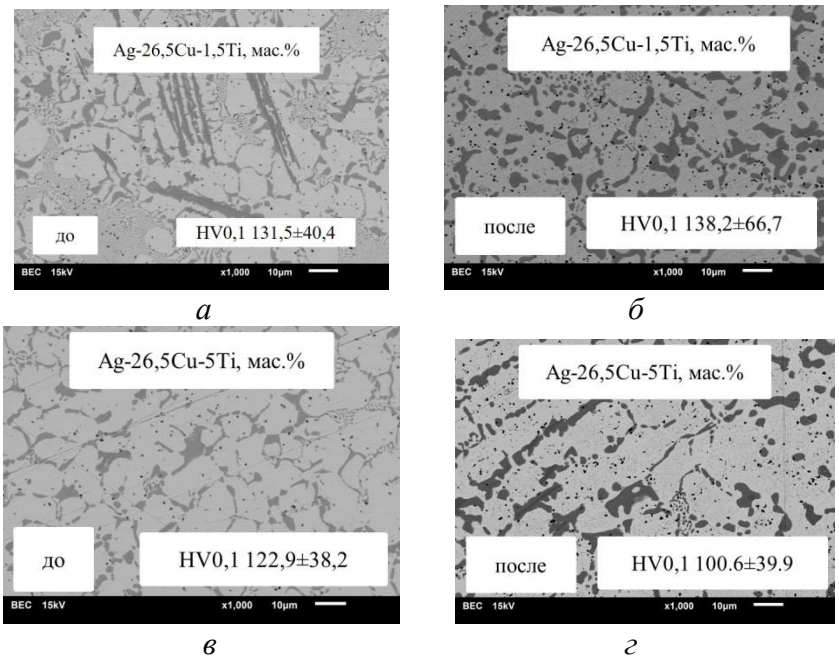
Измерение температурных характеристик полученных сплавов и сплавов-припоев производился с помощью термоанализатора NETZSCH STA 409. Исследование микроструктуры выплавленных слитков до и после гомогенизации проводилось с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50SEM с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа INCAX-Act. Фазовый состав изучали методом рентгенофазового анализа на дифрактометре DX-27mini. Для определения углов смачивания в качестве подложки использовали образцы из керамики ВК100. В соответствии с ГОСТ 23904-79, углы смачивания припоя (~64 мм³) на керамических подложках исследовали в вакуумной установке ЭП-ИРИС. Измерения проводили по цифровым изображениям поперечного сечения капли с использованием ПО КОМПАС 3D. Микротвёрдость была измерена с помощью Microhardness tester FM-810.

На рис.1. и рис. 2. представлена микроструктура сплавов Ag-Cu-Ti и Ag-Cu- Zr до и после гомогенизирующего отжига. В исходном состоянии после кристаллизации в индукционной печи все исследуемые сплавы характеризуются выраженной дендритной структурой, состоящей из светлых дендритов твердого раствора на основе серебра и междендритных областей эвтектики (Ag+Cu). Ключевые различия заключаются в формировании интерметаллических соединений. В сплавах, легированных цирконием интерметаллические соединения расположены дисперсно в то время, как в слитках, легированных титаном, интерметаллиды имеют сетчатую структуру.



а *б* *в* *г*

Рис. 1. Микроструктура поперечных сечений слитков составов Ag-26,5Cu-1,5Zr, мас.% и Ag-25Cu-5Zr, мас.% до и после отжига: *а,в* – снимки слитков до отжига; *б,г* – снимки слитков после отжига



а *б* *в* *г*

Рис. 2. Микроструктура поперечных сечений слитков составов Ag-26,5Cu-1,5Ti, мас.% и Ag-25Cu-5Ti, мас.% до и после отжига: *а,в* – снимки слитков до отжига; *б,г* – снимки слитков после отжига

После гомогенизирующего отжига (730°С, 5 ч) во всех сплавах отмечено формирование однородной двухфазной матрицы Ag-Cu. Поведение интерметаллидных фаз при этом зависит от природы и концентрации легирующего элемента. В титансодержащих сплавах формируются преимущественно интерметаллиды на основе системы Cu-Ti. Согласно фазовой диаграмме, в области составов, близких к исследуемым,

наиболее вероятно образование соединений Cu_4Ti и Cu_3Ti, а также возможно присутствие фазы AgTi. В цирконийсодержащих сплавах доминируют интерметаллические фазы на основе системы Cu-Zr. Рентгенофазовый анализ подобных систем подтверждает преимущественное образование соединений Cu_5Zr и $CuZr_2$.

Гомогенизирующий отжиг устраняет химическую неоднородность, но не уменьшает долю интерметаллидов. Из сплавов были получены быстрозакалённые ленты, представленные на рис.3.

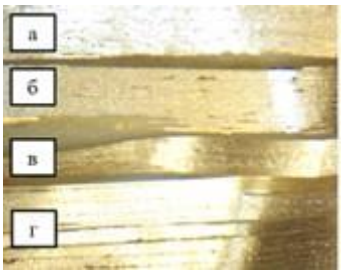


Рис. 3. Макро-снимки полученных лент: *а* – Ag-26,5Cu-1,5Ti, *б* – Ag-26,5Cu-1,5Zr, *в* – Ag-26,5Cu-5Ti, *г* – Ag-26,5Cu-5Zr

Исследование проводилось за счет гранта, полученного от Российского Научного Фонда № 25-19-00778, https://rscf.ru/project/25-19-00778/

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Вакуумно-плотная керамика и ее спаи с металлами / В. Н. Батыгин, И. И. Метелкин, А. М. Решетников, Н. Д. Девятков.: М.: Энергия, 1973. 409 с.
2. Vianco P.T., Walker C. A., Smet D.D. et al. Understanding the Run-out Behavior of a Ag-Cu-Zr Braze Alloy When Used to Join Alumina to an Fe-Ni-Co Alloy // Weld. J. 2016. V. 95. № 2. P. 36–42.
3. Mandal S., Ray A.K., Ray A.K. Correlation between the mechanical properties and the microstuctural behaviour of Al_2O_3-(Ag-Cu-Ti) brazed joints // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 383. № 2. P. 235–244. https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.06.002

REFERENCES

1. Vacuum-Tight Ceramics and Its Brazed Joints with Metals / Batygin, V. N., Metelkin, I. I., Reshetnikov, A. M., & Devyatkov, N. D.: Moscow: Energiya, 1973, 409 p.
2. Vianco, P. T., Walker, C. A., Smet, D. D., & Stephens, J. J. (2016). Understanding the Run-out Behavior of a Ag-Cu-Zr Braze Alloy When Used to Join Alumina to an Fe-Ni-Co Alloy.Welding Journal, 95(2), 36–42.
3. Mandal S., Ray A.K., Ray A.K. Correlation between the mechanical properties and the microstuctural behaviour of Al_2O_3-(Ag-Cu-Ti) brazed joints // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. 383. № 2. P. 235–244. https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.06.002

УДК 621.791.1

Шефер Мария Ивановна[1*], Неделько Алина Витальевна[1]

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия, пр-т К.Маркса, 20, 630073

[*]*mariashefer790@gmail.com*

МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНАЯ СВАРКА АЛЮМИНИЯ И СТАЛИ

В работе предложен и опробован способ получения неразъемных соединений пластин разнородных металлов при помощи магнитно-импульсной сварки. Приводятся результаты исследований микроструктуры и твёрдости полученного соединения. Исследуется влияние высокоскоростного соударения на формирование границы раздела между алюминиевым сплавом и сталью. Представлены данные, полученные с использованием оптической и растровой электронной микроскопии, которые подтверждают формирование бездефектной границы соединения. Исследования показали, что в результате магнитно-импульсной сварки увеличивается твёрдость алюминия вблизи зоны сварного шва.

Ключевые слова: магнитно-импульсная сварка, сварное соединение, алюминий, сталь.

Maria I. Shefer, Alina V. Nedelko

MAGNETIC PULSE WELDING OF ALUMINIUM AND STEEL

The paper presents and tests a method for producing permanent joints between plates made of dissimilar materials, aluminum and steel, using magnetic pulse welding. The results of studies on the microstructure and hardness of the resulting joint are presented. The influence of high-velocity impact on the formation of the interface between the materials is investigated. Data obtained using optical and scanning electron microscopy, which confirm the formation of a defect-free joint interface, are presented. The research results showed that magnetic pulse welding increases the hardness of aluminum in the near-weld zone.

Key words: magnetic pulse welding, welded joint, alumunium, steel.

Сварка разнородных металлов является востребованной, но сложной технологической задачей современного производства [1]. Магнитно-импульсная сварка (МИС) - перспективный метод для соединения трудносвариваемых материалов, основанный на высокоскоростном соударении заготовок, разгоняемых энергией импульсного электромагнитного поля [2, 3]. Данный метод характеризуется малым

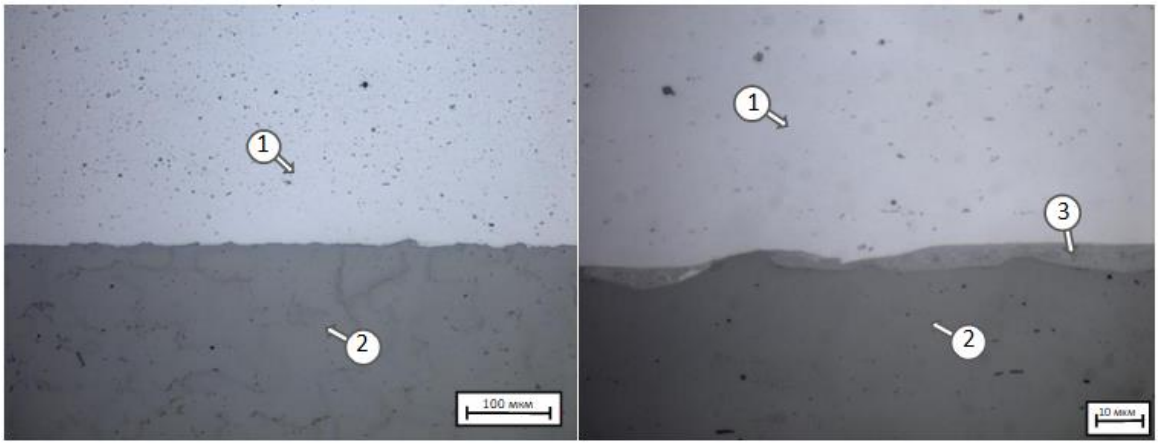
© Шефер М. И., Неделько А. В.

временем взаимодействия, что препятствует образованию хрупких интерметаллических фаз [4, 5].

Данная работа направлена на получение соединения алюминиевого сплава А5 со сталью 20 методом магнитно-импульсной сварки и исследование его структуры и механических свойств.

Эксперимент проводился на магнитно-импульсной установке с энергией 40 кДж. В качестве индуктора использовалась медная пластина. Зазор между алюминиевой и стальной пластинами составлял 2 мм, угол соударения - 10 градусов. Для микроструктурных исследований применяли оптический микроскоп Carl Zeiss Axio Observer A1m (рис. 1) и растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO 50 (рис. 2). Металлографические шлифы подготавливали по стандартной методике.

Микроструктурные исследования показали образование бездефектного соединения с преимущественно ровной границей раздела. На рис. 1 представлена микроструктура соединения, где видна чёткая граница между сталью и алюминием. Компьютерное моделирование процесса сварки подтвердило, что при соударении происходит интенсивная пластическая деформация приграничных слоёв с локальным разогревом, обеспечивающая образование металлической связи [3, 4, 5].



а *б*

Рис. 1. Микроструктура сварного соединения алюминия и стали:
а - масштаб 100 мкм, б - масштаб 10 мкм 1 - алюминий, 2 - сталь, 3 - зона сварного шва

Измерение микротвердости по методу Виккерса на приборе Wolpert Group 402 MVD показало увеличение твёрдости алюминия вблизи зоны сварного шва приблизительно в 2 раза, в то время как упрочнения стали не наблюдалось. Твёрдость на самой границе соединения составляла ~200-300 HV, а в некоторых точках достигала порядка 400 HV.

Рост твёрдости объясняется значительной пластической деформацией материалов в процессе высокоскоростного соударения, а высокие значения твердости в области сварного шва - наличием интерметаллидов [3, 4, 5].

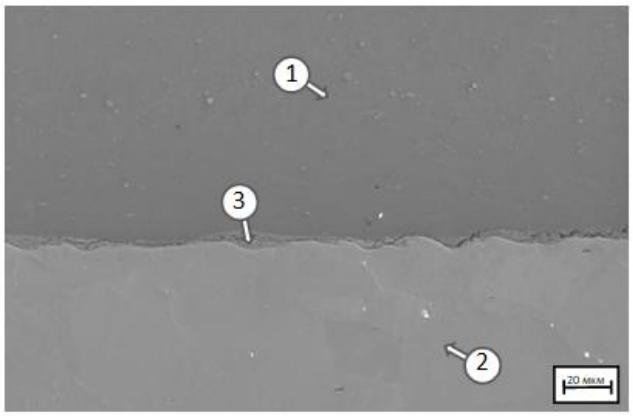


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения алюминия и стали с 50-кратным увеличением 1 - алюминий, 2 - сталь, 3 - зона сварного шва

В результате проведенных экспериментов получено неразъемное соединение, сформированное методом магнитно-импульсной сварки.

Морфология границы раздела характерна для данного способа сварки. Также наблюдается упрочнение более пластичного материала (алюминия) в приграничной зоне.

Авторы выражают благодарность коллективу Института гидродинамики СО РАН им. М. А. Лаврентьева за помощь в проведении экспериментальных исследований и создании неразъёмного соединения алюминия со сталью методом магнитно-импульсной сварки.

Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Wang H. High-Velocity Impact Welding Process: A Review / H. Wang, Y. Wang // Metals. – 2019. – Vol. 9 (2).
2. Sahlot P. Magnetic pulse welding / P. Sahlot, K. P. Mehta // Elsevier. 2021. Chapter 7. – P. 179-201.
3. Anisimov A.G. Features of Plate Launching in Magnetic Pulse Welding Conditions / A.G. Anisimov, V.I. Mali // Combustion, Explosion, and Shock Waves. – 2018. – Vol. 54(1). – P. 125-131.
4. Kazeev M.N. Investigation of Magnetic Pulse Welding in Flat Geometry / M.N. Kazeev [et al.] // Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. 2013. – Vol. 54(6). – P. 38-44.
5. Aizawa T. Application of magnetic pulse welding for aluminum alloys and SPCC steel sheet joints / T. Aizawa, M. Kashani, K. Okagawa // Welding Journal. – 2007. – Vol. 86. – P. 119-124.

УДК 620.22

Анна Владиславовна Шуберт[1*], Гудала Суреш[1], Сергей Валерьевич Коновалов[1], Алина Александровна Семилетова[1]

[1]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет» 1, г. Новокузнецк, Россия

[*]*shubert-anna@mail.ru*

НАНОИНДЕНТИРОВАНИЕ КАК ИНСТРУМЕНТ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ HBN И MOO_3 НА СВОЙСТВА КОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ TIC/AG

В работе исследованы композитные покрытия TiC/Ag, модифицированные добавками hBN и MoO_3, полученные методом плазменного напыления на сплав Ti-6Al-4V. Методом наноиндентирования определены показатели твёрдости и модуля упругости. Установлено, что покрытия с добавлением MoO_3 характеризуются большей твёрдостью при меньшей максимальной глубине индентирования и более высоким модулем упругости по сравнению с покрытиями, содержащими hBN. Покрытия с hBN проявляют более высокую остаточную глубину и меньший модуль упругости. Полученные результаты демонстрируют влияние выбора модифицирующей добавки на параметры наномеханических характеристик покрытий, что важно для их дальнейшей оптимизации в инженерных и аэрокосмических применениях.

Ключевые слова: TiC/Ag композитные покрытия; hBN; MoO_3; наноиндентирование; модуль Юнга; плазменное напыление; механические свойства; Ti-6Al-4V

Anna V. Shubert, Gudala Suresh, Sergey V. Konovalov, Alina A. Semiletova

NANOINDENTATION AS A TOOL FOR EVALUATING THE INFLUENCE OF HBN AND MOO_3 ON THE PROPERTIES OF TIC/AG COMPOSITE COATINGS

The study investigates the mechanical properties of TiC/Ag composite coatings modified with hBN and MoO_3 additives, produced by plasma spraying onto a Ti-6Al-4V alloy substrate. Nanoindentation testing was employed to determine hardness and Young’s modulus. The results showed that TiC/Ag/MoO_3 coatings exhibit higher stiffness and elasticity, whereas TiC/Ag/hBN coatings demonstrate greater plasticity. The findings indicate that modifying additives allow targeted control of the mechanical behavior of TiC-based composite coatings, which is essential for optimizing their performance in aerospace and engineering applications.

© Шуберт А. В., Суреш Г., Коновалов С. В., Семилетова А. А.

Key words: TiC/Ag composite coatings, hBN, MoO_3, nanoindentation, hardness, Young's modulus, plasma spraying, mechanical properties, Ti-6Al-4V.

Сегодня титан остается стратегически важным материалом для аэрокосмической, медицинской и энергетической отраслей [1]. Благодаря сочетанию термостойкости, коррозионной устойчивости и легкости, керамические покрытия остаются незаменимыми в современных и перспективных разработках аэрокосмической отрасли [2]. Алюминиево-титановые сплавы обладают низкой плотностью, высокой прочностью и устойчивостью к окислению, что делает их отличной заменой никелевых жаропрочных материалов в узлах типа турбин низкого давления. Их поверхность модифицируют для улучшения эксплуатационных свойств, а инновационные технологии позволяют повысить долговечность и снизить затраты производства.

Для решения этих задач широко применяются твёрдые керамические покрытия, среди которых наиболее востребованы соединения TiC, TiN, WC, SiC, ZrO_2, Cr_2C_3, Si_3N_4 и Al_2O_3. Эти материалы характеризуются высокой твёрдостью и износостойкостью, а также стабильностью при трении, что обуславливает их хорошие трибологические свойства [3].

Плазменное напыление — перспективный метод формирования комплексных покрытий на подложке Ti-6Al-4V, при котором частицы материала переносятся потоком плазмообразующего газа [4–5].

В работе представлено сравнительное исследование нанотвердости композитных покрытий 90TiC/5Ag/5hBN и 90TiC/5Ag/5MoO_3, сформированных методом плазменного напыления на подложке Ti-6Al-4V.

Испытания наноиндентированием проводились на установке NanoScan-4D с применением алмазного индентора Берковича в режиме управления нагрузкой. Анализ зависимостей «нагрузка — глубина индентирования» позволил определить нанотвердость и модуль упругости покрытий TiC с добавками Ag/hBN и Ag/MoO_3. Для точности измерения испытания выполнялись в нескольких участках образца при нагрузке 200 мН.

Таблица

Результаты наноиндентации покрытий TiC с добавками Ag/hBN и Ag/MoO_3

Покрытие	Глубина контакта (нм)	Максимальная глубина индентирования (нм)	Процент остаточной глубины (%)	Твердость (ГПа)	Модуль Юнга (ГПа)
TiC/Ag/MoO3	1048,79	1288,23	41,41	7,2	111,27
TiC/Ag/hBN	1036,54	1345,41	43,76	7,3	85,74

Для обоих типов покрытий построены кривые «нагрузка – глубина индентирования» при максимальной нагрузке 200 мН (см. рисунок 1). На графике представлены результаты для TiC/Ag/MoO_3 (черная кривая) и TiC/Ag/hBN (красная кривая).

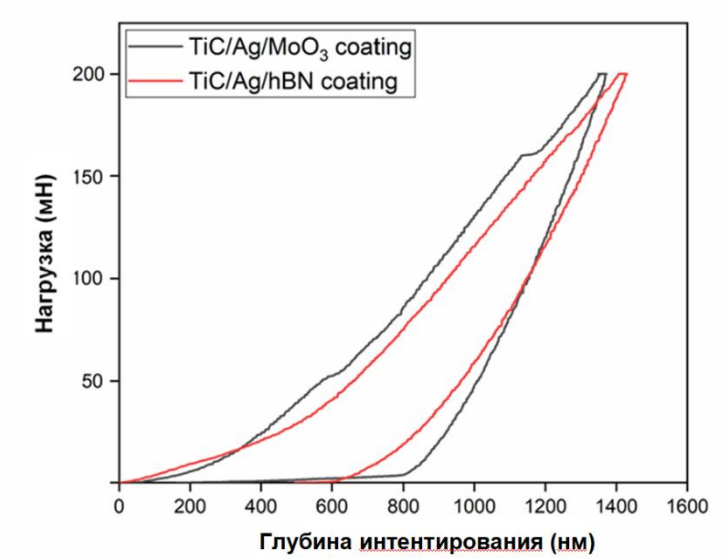


Рис. Кривые «нагрузка – глубина индентирования» для покрытий TiC/Ag/hBN и TiC/Ag/MoO_3

Испытания методом наноиндентирования позволили количественно оценить твёрдость и модуль упругости композитных покрытий. Поведение кривых для обоих составов схоже, однако TiC/Ag/MoO_3 характеризуется меньшей максимальной глубиной индентирования и меньшей остаточной глубиной по сравнению с TiC/Ag/hBN при той же нагрузке. Это свидетельствует о большей жесткости и меньшей восприимчивости к пластической деформации у покрытия с добавлением MoO_3.

Твердость обоих покрытий сопоставима (7.2-7.3 ГПа), что подтверждается анализом площадей под кривыми и табличными данными. Однако модуль Юнга у TiC/Ag/MoO_3 существенно выше (111.27 ГПа против 85.74 ГПа для TiC/Ag/hBN), что указывает на более выраженные упругие свойства такого материала. Кроме того, меньший процент остаточной глубины после снятия нагрузки у покрытия с MoO_3 дополнительно указывает на его большую упругость и способность сохранять форму после приложения нагрузки.

Полученные результаты показывают, что введение различных добавок в систему TiC/Ag существенно влияет на механические свойства покрытий. Покрытие с MoO_3 обладает большей упругостью и жесткостью, в то время как система с hBN демонстрирует большую пластичность, что проявляется в большей глубине индентирования и меньшем модуле Юнга.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-79-10178, https://rscf.ru/project/24-79-10178/

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Ежов А. О. Периодизация становления и развития титановой промышленности России: историография проблемы // Вестник ТГУ. 2015. № 11 (151). С. 87−93.
2. Курбанаева А. Р., Туркова А. А. Керамическое покрытие и его применение для авиационной техники // Инновационная наука. 2017. № 12. С. 49-51
3. Pathak S. M., Kumar V. P., Bonu V. et al. Solid particle erosion studies of ceramic oxides reinforced water-based PU nanocomposite coatings for wind turbine blade protection // Ceram. Int. 2022. V. 48. P. 35788−35798. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.07.143.
4. Gaedike B., Guth S., Kern F. et al. Deposition of 3YSZ-TiC PVD coatings with high-power impulse magnetron sputtering (HiPIMS) // Applied Sciences. 2021. V. 11. № 6. P. 2753. https://doi.org/10.3390/app11062753.
5. Heydari P. A review on functionally graded-thermal barrier coatings (FG-TBC) fabrication methods in gas turbines // American Journal of Mechanical and Materials Engineering. 2022. V. 6. № 2. P. 18−26. https://doi.org/10.11648/j.ajmme.20220602.12.

REFERENCES

1. Ezhov A. O. Periodization of the Formation and Development of the Titanium Industry in Russia: Historiography of the Problem // Vestnik TSU. 2015. No. 11 (151). P. 87−93.
2. Kurbanaeva A. R., Turkova A. A. Ceramic Coating and Its Application for Aviation Technology // Innovative Science. 2017. No. 12. P. 49−51.
3. S.M. Pathak, V.P. Kumar, V. Bonu, S. Latha, L. Mishnaevsky, R. V. Lakshmi, P. Bera, H.C. Barshilia, Solid particle erosion studies of ceramic oxides reinforced water-based PU nanocomposite coatings for wind turbine blade protection, Ceram. Int. 48 (2022) 35788–35798. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.07.143.
4. Gaedike B., Guth S., Kern F. et al. Deposition of 3YSZ-TiC PVD coatings with high-power im pulse magnetron sputtering (HiPIMS) // Applied Sciences. 2021. Vol. 11. No. 6. P. 2753. DOI: 10.3390/app11062753.
5. Heydari P. A review on functionally graded-thermal barrier coatings (FG-TBC) fabrication methods in gas turbines // American Journal of Mechanical and Materials Engineering. 2022. Vol. 6. No. 2. P. 18–26. DOI: 10.11648/j.ajmme.20220602.12.

УДК 625.871

Екатерина Игоревна Шыырап[1*], Евдокия Геннадьевна Бушуева[1]

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

**ekaterina.shyyrap@bk.ru*

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ, ПОВЕРХНОСТНО МОДИФИЦИРОВАННОЙ СОЕДИНЕНИЯМИ ГАФНИЯ

В работе исследована вневакуумная электронно-лучевая наплавка смесей (50% Hf + Ti, B, C) на сталь. Слои толщиной до 2 мм имели дендритную структуру с фазами HfB_2, TiC, Fe_2B и твёрдыми растворами Hf–Ti. Микротвёрдость достигала 600–850 HV, максимум при введении бора, титан повышал пластичность, снижая твёрдость. Показана эффективность соединений Hf для получения износостойких покрытий.

Ключевые слова: гафний, бориды, карбиды, электронно-лучевая наплавка, покрытия

Ekaterina I. Shyyrap, Evdokia G. Bushueva

STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEEL SURFACE-MODIFIED WITH HAFNIUM COMPOUNDS

The study investigated non-vacuum electron-beam cladding of mixtures (50% Hf + Ti, B, C) on steel. Layers up to 2 mm thick exhibited a dendritic structure with HfB_2, TiC, Fe_2B phases and Hf–Ti solid solutions. Microhardness ranged from 600 to 850 HV, reaching maximum values with boron addition; titanium increased plasticity while reducing hardness. The effectiveness of Hf compounds in producing wear-resistant coatings was demonstrated.

Key words: hafnium, borides, carbides, electron beam welding, coatings

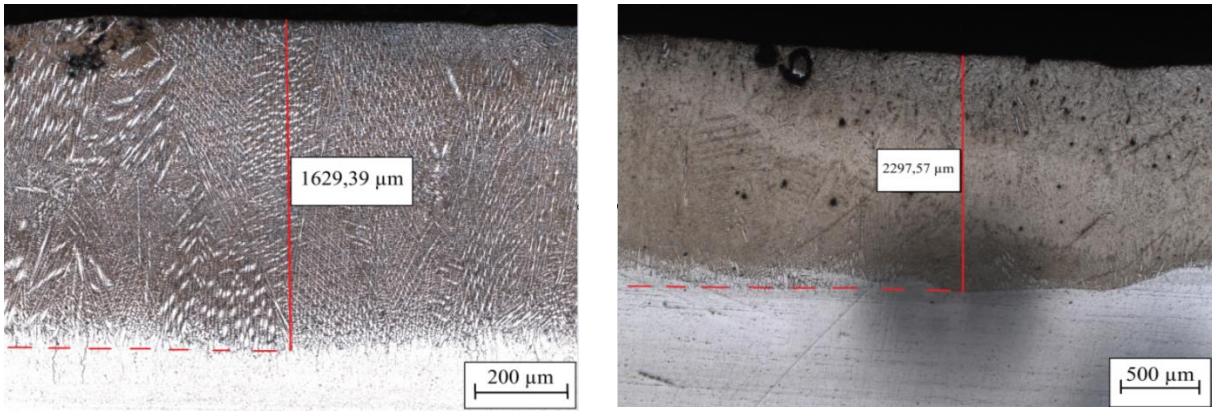
Актуальность исследования связана с необходимостью повышения эксплуатационных свойств сталей для ответственных конструкций в энергетике, машиностроении, авиации и космосе. Особенно важно улучшение характеристик деталей, работающих в агрессивных средах, при высоких температурах и износе.

Перспективным направлением является поверхностная модификация, улучшающая свойства без изменения объёма материала. Соединения гафния (бориды, карбиды) отличаются тугоплавкостью, твёрдостью, коррозионной стойкостью и термостабильностью. В системах Hf–B–Ti–C бор образует бориды (HfB_2, TiB_2), повышающие твёрдость и стойкость, титан формирует покрытия до 850 HV, но склонен к окислению, углерод образует износостойкие карбиды и повышает адгезию.

© Шыырап Е.И., Бушуева Е.Г.

Однако влияние соединений гафния на структуру и свойства сталей изучено недостаточно, что ограничивает промышленное применение. Цель работы – комплексное исследование этих процессов для оптимизации технологий и повышения долговечности изделий.

На рис. 1(а, б) представлен поперечный срез материала с наплавленным слоем.



а *б*

Рис. 1. Микроструктура модифицированных слоев, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей
а, – 50% Hf + 50% Ti + 10% B + 2% C; б – 50% Hf + 10% B + 2% C

На рис. 2 представлен график результатов рентгенофазового анализа (РФА) для нескольких наплавленных смесей.

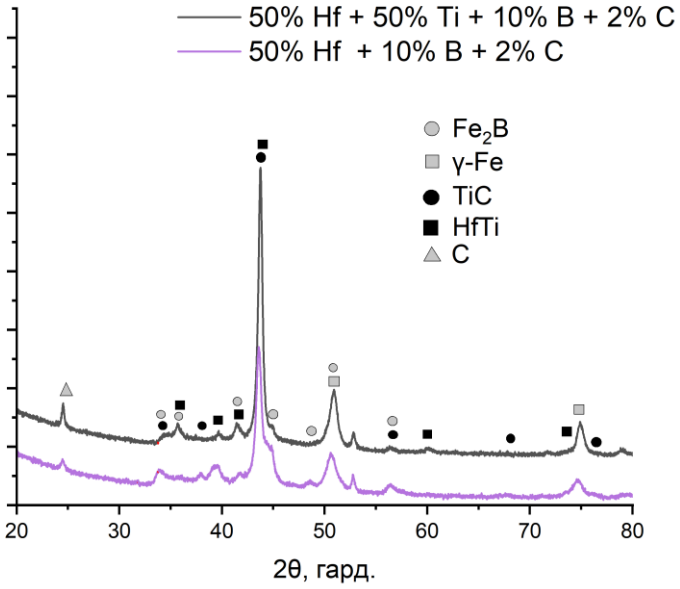


Рис. 2. Рентгенограмма поверхностных слоев, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошков: 50% Hf + 50% Ti + 10% B + 2% C и 50% Hf + 10% B + 2% C

Испытания микротвердости методом Виккерса представлены на рис.3

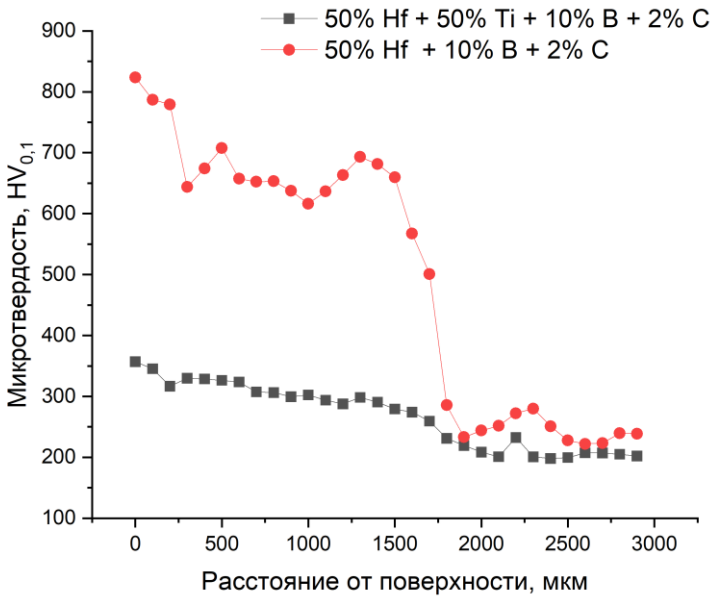


Рис. 3. Микротвердость поверхностных слоев

Испытания показали значительное влияние состава порошковых смесей на формирование структуры и механические свойства поверхностных слоёв. Все покрытия были получены с использованием смесей, содержащих 50% Hf в сочетании с легирующими компонентами — Ti, B и C.

Показано, что вневакуумная электронно-лучевая наплавка смесей на основе гафния формирует плотные покрытия на стали толщиной до 2 мм с дендритной структурой. Фазовый состав зависит от соотношения компонентов: выявлены HfB_2, TiC, Fe_2B и твёрдые растворы Hf–Ti. Титан повышает пластичность, но снижает твёрдость до 400 HV; бор образует боридные фазы и увеличивает её до 850 HV; углерод формирует карбиды, повышающие адгезию и износостойкость.

Результаты подтверждают возможность управлять структурой и свойствами покрытий подбором состава смесей и показывают перспективность соединений гафния для повышения характеристик сталей в условиях высоких температур, агрессивных сред и износа.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием Минобрнауки России (проект FSUN-2023-0009).

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Андриевский Р. А. Наноструктурированные дибориды титана, циркония и гафния: синтез, свойства, размерные эффекты и стабильность // Russian Chemical Reviews. – 2015. – Т. 84. – № 5. – С. 540

REFERENCES

1. Andrievski R. A. Nanostructured titanium, zirconium and hafnium diborides: the synthesis, properties, size effects and stability // Russian Chemical Reviews. – 2015. – Т. 84. – №. 5. – С. 540

УДК 621.791.92

София Юрьевна Щербинина[1*], Алина Алексеевна Дударева[1], Кемал Исметович Эмурлаев[1,2]

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[2] ЦКП «СКИФ», Институт катализа им. Г. К. Борескова СО РАН, пгт Кольцово, Россия

[*]*sofiaserbinina37@gmail.com*

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННЫХ СЛОЁВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩИХ Ti, Al И B

Методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей титана, алюминия и бора получены модифицированные слои на хромоникелевой аустенитной стали 12Х18Н10Т. Выявлено, что введение бора способствует образованию ячеистой дендритной структуры, равномерно распределенной по сечению покрытия. Обогащение твердого раствора и выделение вторичных фаз приводит к повышению твердости покрытий. Кроме того, установлено, что износостойкость сформированных слоев в 6 раз выше по сравнению со сталью 12Х18Н10Т.

Ключевые слова: аустенитная хромоникелевая сталь, титан, алюминий, бор, вневакуумная электронно-лучевая наплавка, износостойкость, жаростойкость.

Sofia Y. Shcherbinina, Alina A. Dudareva, Kemal I. Emurlaev

STRUCTURE AND PROPERTIES OF CLADDED LAYERS ON AUSTENITIC STEEL CONTAINING Ti, Al AND B

Modified surface layers were fabricated on austenitic chromium-nickel steel AISi321 using non-vacuum electron beam cladding of powder mixtures containing titanium, aluminum, and boron. It was found that the addition of boron promotes the formation of a cellular dendritic structure uniformly distributed throughout the coating. The enrichment of the solid solution and the precipitation of secondary phases leads to an increase in the coating hardness. Furthermore, it was established that the wear resistance of the cladded layers is 6 times higher compared to AISi321 steel.

Key words: austenitic chromium-nickel stainless steel, titanium, aluminum, boron, non-vacuum electron beam cladding, wear resistance, oxidation resistance

Несмотря на высокую коррозионную стойкость, аустенитные хромоникелевые стали обладают рядом эксплуатационных ограничений, которые делают их упрочнение не просто желательным, а зачастую

© Щербинина С. Ю., Дударева А. А., Эмурлаев К. И.

необходимым. Это обусловлено следующими ключевыми факторами: низкая поверхностная твердость и износостойкость, склонность к деформационному упрочнению, невысокая жаростойкость и жаропрочность. Упрочнение нержавеющих сталей является необходимостью, которая расширяет сферу их применения. Создание наплавленных слоев на стали позволяет создавать материалы с функционально-градиентными свойствами, сочетающими в одном изделии коррозионную стойкость основы с высокими механическими и триботехническими характеристиками поверхности. Это критически важно для современных высокотехнологичных отраслей: авиакосмической, химической, энергетической и пищевой промышленности, где оборудование работает в условиях совмещенных нагрузок (агрессивная среда, износ и высокая температура) [1].

В качестве метода модифицирования поверхностного слоя применялась наплавка порошковых смесей пучком релятивистских электронов, выведенным в воздушную атмосферу. Вневакуумная электронно-лучевая наплавка осуществлялась на ускорителе электронов промышленного типа ЭЛВ-6 в ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН. Материалом основы выступала сталь 12Х18Н10Т. Наплавляемая порошковая смесь состояла из порошков Ti, Al и B в различных соотношениях. Для предотвращения окисления ванны расплава в порошковую смесь вводился флюс LiF в соотношении 1:2 к массе порошковой смеси. Состав порошковых смесей приведён в таблице.

Таблица

Состав наплавочных смесей

Маркировка образцов	Состав порошковой смеси, вес. %			Флюс (50 вес. %)	Плотность насыпки, г/см^2
	Ti	Al	B		
Ti58Al42	58	42	0	LiF	0,5
Ti57,3Al38,7B4	57,3	38,7	4	LiF	0,5
Ti55Al33B12	55	33	12	LiF	0,5

Для всех образцов после вневакуумной электронно-лучевой наплавки можно выделить три основные зоны: модифицированный слой, переходная зона, зона основного металла. Распределение зон представлено для образца Ti57,3Al38,7B4 (рисунок 1). Модифицированные слои имеют толщину до 3 миллиметров и состоят из α-Fe и вторичных фаз. В переходной зоне наблюдаются столбчатые дендриты, которые образовались вследствие направленного теплоотвода в толщу стальной заготовки.

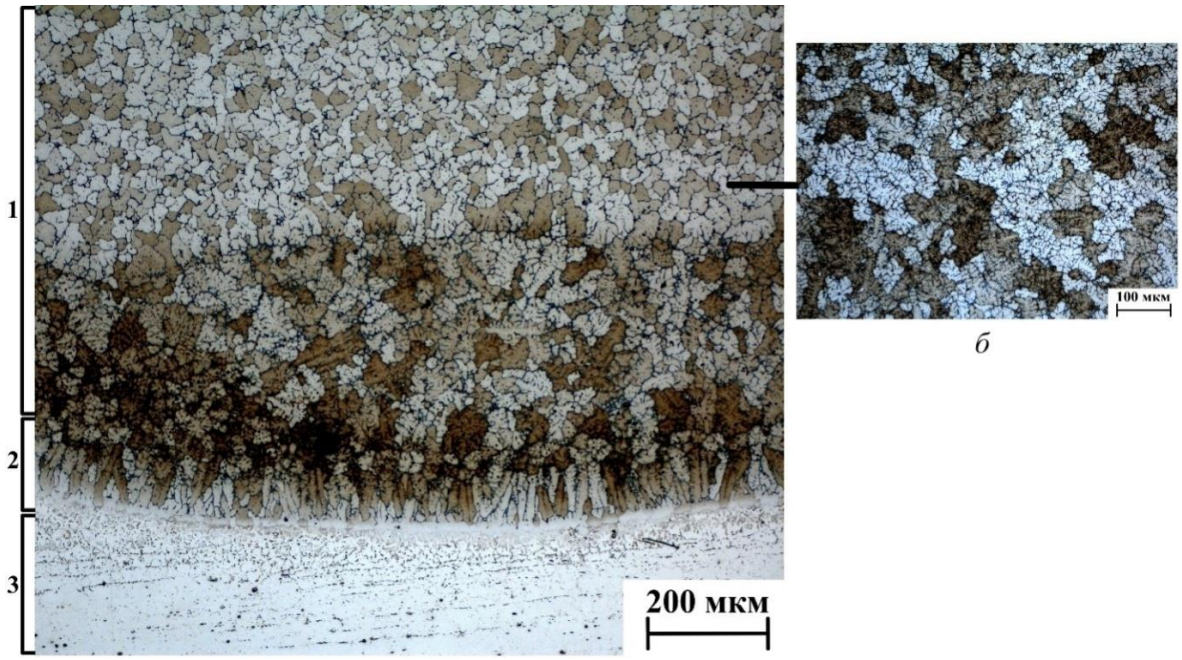


Рис. 1. Структура образца Ti57,3Al38,7B4: а – типичная структура образцов после вневакуумной электронно-лучевой наплавки (1 – модифицированный слой, 2 – переходная зона, 3 – зона основного металла); б – типичное строение модифицированного слоя образцов

Измерение микротвёрдости наплавленных образцов проводили в направлении от поверхности модифицированного слоя к основному материалу. Результаты измерений микротвёрдости представлены на рисунке 2. Наблюдается монотонное снижение твёрдости по мере удаления от поверхности. Градиент свойств обусловлен влиянием основного материала вследствие его перемешивания с наплавочным составом в процессе наплавки. Максимальное значение микротвёрдости (749 HV) зафиксировано в наплавленном слое образца Ti57,3Al38,7B4. Для других составов максимальные значения составили 443 HV (Ti58Al42) и 517 HV (Ti55Al33B12).

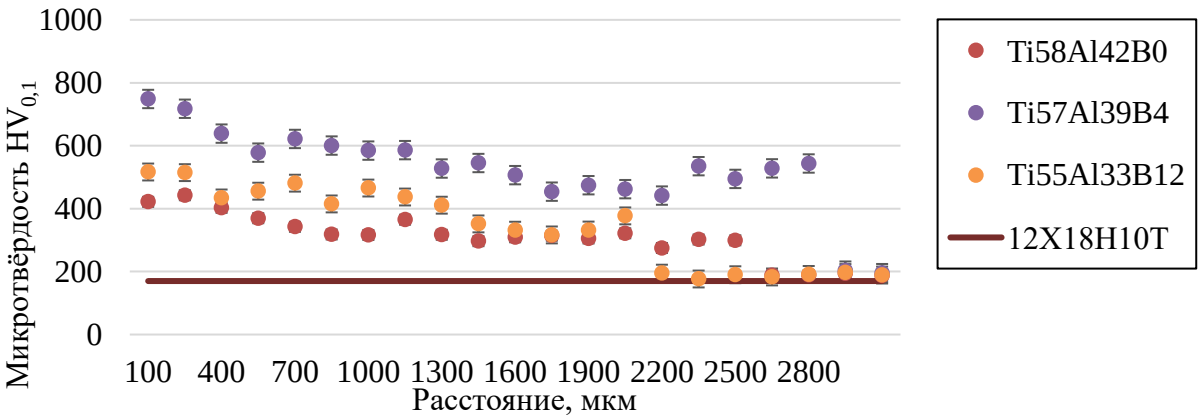


Рис. 2. Распределение микротвёрдости по глубине слоя

Износостойкость наплавленных слоев оценивали по объёму лунок износа [2]. Показано, что введение 4 % B приводит к снижению износа, тогда как увеличение содержания бора до 12 % вызывает рост объёма изношенного материала. Аналогичная немонотонная зависимость наблюдается и для средней микротвёрдости покрытий. Вероятно, снижение износостойкости при высоком содержании бора связано с формированием пластинчатой эвтектики.

Введение бора в модифицированный слой приводит к увеличению удельного прироста массы при окислении, что свидетельствует о снижении жаростойкости. Наилучшей жаростойкостью в исследуемой серии обладает покрытие состава Ti58Al42, однако его остальные характеристики, в частности качество покрытия, являются неудовлетворительными. Наибольшая скорость окисления зафиксирована у образца Ti55Al33B12. Образец Ti57,3Al38,7B4 демонстрирует меньший прирост массы, а также превосходит другие составы по комплексу остальных свойств. Таким образом, именно покрытие состава Ti57,3Al38,7B4 может быть рекомендовано для применения в условиях высокотемпературного воздействия.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 23-79-00066)

Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Калашникова Т. А. Механические свойства стали 12Х18Н9Т, полученной методом электронно-лучевой наплавки / Т. А. Калашникова, А. В. Чумаевский, А. В. Филиппов // Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций. 2018. С. 154–154. https://doi/org/ 10.17223/9785946218412/338
2. ASTM G 133 – 05. Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear. 2008. 9 p.

REFERENCES

1. Kalashnikova T. A. Mechanical properties of AISi321 steel produced by electron beam surfacing / T. A. Kalashnikova, A. V. Chumaevsky, A. V. Filippov // Mechanics, resource and diagnostics of materials and structures. 2018. P. 154–154. https://doi/org/ 10.17223/9785946218412/338.
2. ASTM G 133-05. Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear. 2008. 9 p.

УДК 621.791.92

Александр Борисович Юргин[1*], Алексей Александрович Руктуев[1]
[1] Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, г. Новосибирск, 630073, Россия
[*]*yurgin2012@yandex.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОКРЫТИЯ $Al_{0,3}CoCrFe_{0,2}Ni$ С ДОБАВКОЙ КАРБИДА ХРОМА Cr_3C_2, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ

Исследовано влияние добавок карбида хрома Cr_3C_2 (5 и10 вес. %) на фазовый состав и микроструктуру композиционных покрытий на основе высокоэнтропийного сплава $Al_{0,3}CoCrFe_{0,2}Ni$, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки на стальную подложку. Методами дифракции синхротронного излучения установлено, что введение частиц Cr_3C_2 приводит к формированию в ГЦК-матрице кристаллов карбида Cr_7C_3. Показано, что с увеличением содержания карбидных частиц параметр решётки матрицы уменьшается. Методами РЭМ и ПЭМ подтверждена двухфазная структура покрытий. Введение карбидных частиц в исходную порошковую наплавочную смесь привело к значительному росту значения микротвердости покрытий.

Ключевые слова: композиционные покрытия, карбид хрома, просвечивающая электронная микроскопия, синхротронное излучение, фазовый состав, дисперсионное упрочнение, высокоэнтропийные сплавы, вневакуумная электронно-лучевая наплавка.

Aleksandr B. Yurgin, Alexey A. Ruktuev

INVESTIGATION OF THE PHASE COMPOSITION OF AN $Al_{0,3}CoCrFe_{0,2}Ni$-BASED COMPOSITE COATING WITH CHROMIUM CARBIDE (Cr_3C_2) ADDITION FABRICATED WITH NON-VACUUM ELECTRON BEAM CLADDING

This study investigates the effect of chromium carbide additions (5–10 wt. %) on the phase composition and microstructure of composite coatings based on the $Al_{0,3}CoCrFeNi$ high-entropy alloy, cladded with non-vacuum electron beam treatment onto a steel substrate. Synchrotron radiation diffraction analysis revealed that the addition of Cr_3C_2 particles leads to the formation of Cr_7C_3 carbide crystals within the FCC matrix. It was shown that the lattice parameter of the matrix decreases with an increasing carbide content. Scanning (SEM) and transmission electron microscopy (TEM) confirmed the two-phase

© Юргин А.Б., Руктуев А.А.

structure of the coatings. The addition of carbide particles to the initial powder mixture resulted in a significant increase in the microhardness of the coatings.

Key words composite coatings, chromium carbide, transmission electron microscopy (TEM), synchrotron radiation, phase composition, dispersion strengthening, high-entropy alloys (HEAs), non-vacuum electron beam cladding.

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) на основе 3d-переходных металлов представляют собой перспективный класс материалов, интенсивно изучаемый в последние десятилетия. Одними из наиболее исследованных являются сплавы системы $Al_xCoCrFeNi$ [1, 2]. Актуальной задачей является повышение его прочностных характеристик и разработка методов формирования на его основе защитных покрытий [3]. Целью данной работы являлось исследование фазового состава и микроструктуры композиционных покрытий на основе сплава $Al_{0,3}CoCrFe_{0,2}Ni$ с добавкой 5 и 10 вес. % Cr_3C_2, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки.

Покрытия получали из смеси порошков NiAl, Co, Cr, флюса CaF_2 и карбида хрома Cr_3C_2. Порошковую смесь наносили на подложку из стали 20 с плотностью насыпки 0,8 г/см². Железо поступало в состав покрытия за счет плавления материала основы. Наплавку проводили на установке УНУ Стенд ЭЛВ-6 на базе промышленного ускорителя электронов (ИЯФ СО РАН).

Фазовый состав полученных покрытий исследовали методом дифракции синхротронного излучения. Установлено, что покрытие без добавки карбидных частиц характеризуется однофазной структурой ГЦК. Введение 5 и 10 вес. % частиц Cr_3C_2 приводит к появлению на дифракционных картинах рефлексов, соответствующих фазе Cr_7C_3 с орторомбической кристаллической решеткой. Кроме того, с увеличением содержания карбидных частиц параметр решётки ГЦК-матрицы уменьшается с 3,573 ± 0,005 Å для исходного состава до 3,562 ± 0,006 Å и 3,553 ± 0,003 Å для покрытий с 5 и 10 вес. % Cr_3C_2 соответственно.

Исследование микроструктуры методами растровой (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) подтвердило двухфазный характер покрытий и позволило оценить морфологию карбидных выделений. Кристаллы фазы Cr_7C_3 формируются как в виде пластин длиной до 2-3 мкм, так и в форме равноосных кристаллов размером 100–200 нм.

Полученная микроструктура обеспечила прирост микротвердости покрытий. Введение 5 вес. % Cr_3C_2 приводит к увеличению микротвердости покрытия: с 277±5 $HV_{0,1}$ до 354±5 $HV_{0,1}$. Повышение концентрации карбида хрома до 10 вес. % усиливает эффект, обеспечивая

рост микротвердости до 455±6 $HV_{0,1}$, что на 64% превышает значение твердости для матричного сплава.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».

Микроструктурные исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Обзор исследований сплавов, разработанных на основе энтропийного подхода / З. Б. Батаева [и др.] // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2021. – Т. 23. – № 2. – С. 116-146. https://doi.org/10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.
2. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2004. – Vols. 375-377. – P. 213-218. https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257.
3. The sliding wear behaviour of CoCrFeMnNi and AlxCoCrFeNi high entropy alloys at elevated temperatures / J. Joseph [et al.] // Wear. – 2019. – Vols. 428-429. – P. 32-44. https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.002.

REFERENCES

1. Review of alloys developed using the entropy approach / Bataeva Z.B., [et al.] // Metal Working and Material Science. – 2021. – vol. 23. – № 2. – pp. 116-146. https://doi.org/10.17212/1994-6309-2021-23.2-116-146.
2. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2004. – Vols. 375-377. – P. 213-218. https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257.
3. The sliding wear behaviour of CoCrFeMnNi and AlxCoCrFeNi high entropy alloys at elevated temperatures / J. Joseph [et al.] // Wear. – 2019. – Vols. 428-429. – P. 32-44. https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.03.002.

УДК 621.785.539

Илья Николаевич Якушев[1*], Наталья Игоревна Кардонина[1], Константин Юрьевич Окишев [1]
[1]Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, Россия
[*]*Fleter09@yandex.ru,*

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОКИСЛЕНИЯ ПОРОШКОВ $MoSi_2$ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 1000–1200 °С

В работе изучено окисление порошков $MoSi_2$ в зависимости от температуры (1000–1200 °С) и длительности окислительного отжига (30–120 мин). При всех режимах на поверхности частиц формировалась диффузионная зона, а во внутренних областях происходило образование SiO_2 и Mo_5Si_3 на границах зёрен. Кинетика окисления порошков сильно зависела от их дисперсности: на начальных стадиях при 1000 и 1100 °С прирост массы порошка фракции –40 мкм происходил быстрее, чем фракции 40–100 мкм, однако при более длительной выдержке прирост массы более дисперсного порошка резко замедлялся. При 1200 °С выдержки свыше 90 мин приводили к существенной потере массы обоими фракциями порошка.

Ключевые слова: дисилицид молибдена, порошок, окисление, эвтектика.

Ilya N. Yakushev, Natalya I. Kardonina, Konstantin Yu. Okishev

PATTERNS OF OXIDATION OF $MoSi_2$ POWDERS IN THE TEMPERATURE RANGE OF 1000–1200 °C

This study establishes patterns of oxidation of $MoSi_2$ powders depending on temperature (1000–1200 °C) and time (30–120 min) of oxidizing annealing. In all cases a diffusional zone formed on the particle surface, whereas formation of SiO_2 and Mo_5Si_3 was observed at grain boundaries in the inner parts of particles. Kinetics of oxidation depended strongly on particle sizes. Increase of mass of the –40 μm powder at initial stages occurred faster than that of 40–100 μm powder. But on longer holdings the increase of mass of more disperse powder slowed down sharply. Holdings longer than 90 min at 1200 °C resulted in significant loss of mass by both powder fractions.

Keywords: molybdenum disilicide, powder, oxidation, eutectic.

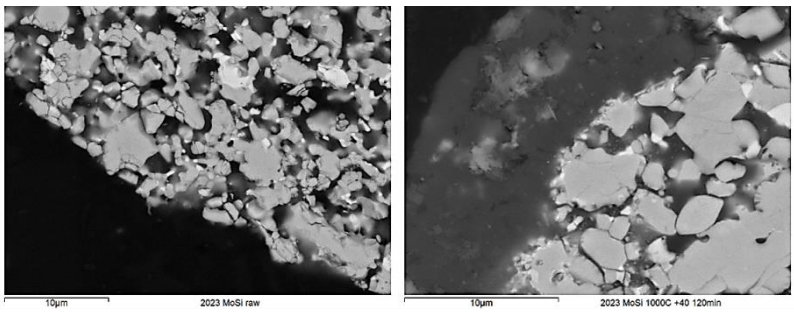
Широкое применение порошка дисилицида молибдена ($MoSi_2$) в качестве компонента жаропрочных композитов и порошковых изделий, работающих в окислительных атмосферах [1], связано со способностью материала образовывать защитные слои SiO_2. Однако кинетика окисления

© Якушев И. Н., Кардонина Н. И., Окишев К. Ю.

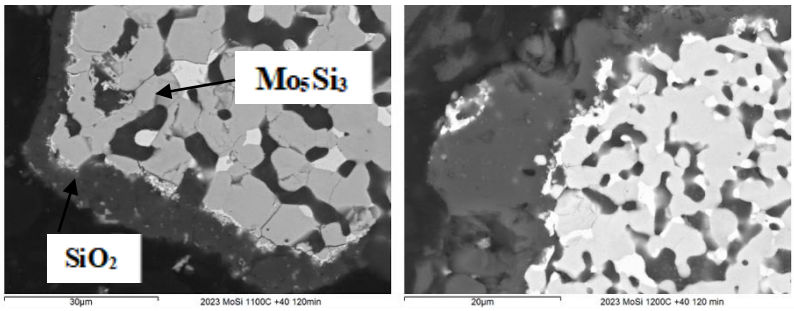
$MoSi_2$ существенно зависят от способа его синтеза, что до сих пор активно исследуется. Сложность превращений, протекающих при окислении, обуславливает основную цель современных исследований взаимосвязи между методом получения дисилицида молибдена и характеристик его окисления. Соответственно, возникают расхождения в экспериментальных результатах и трактовках

Сохранение структурной наследственности, связывающей размер зерна и исходный фракционный состав, является характерной особенностью многих порошковых материалов. Природа данного явления в значительной степени обусловлена присутствием оксидных пленок на поверхности частиц, которые сдерживают процессы рекристаллизации в ходе спекания. При этом сила эффекта напрямую зависит от сродства к кислороду легирующих элементов в составе материала. Учитывая, что границы зерен спеченного порошка служат одним из основных путей диффузии кислорода в объем материала, в рамках настоящей работы была поставлена задача изучить особенности окисления порошков дисилицида молибдена в зависимости от их фракционного состава, а также установить влияние дисперсности частиц на кинетику окисления в интервале температур 1000–1200 °C.

Поскольку промышленное производство порошков $MoSi_2$ в основном осуществляется методом сквозного силицирования молибдена с последующим механическим дроблением, исследуемые частицы характеризовались неправильной осколочной формой (рис. 1, *а*). Анализ микроструктуры исходного порошка выявил наличие развитой поверхности и значительной пористости, причем размер пор был соизмерим с величиной отдельных зерен. Последнее объясняется хрупкостью дисилицида молибдена, приводящей к выкрашиванию отдельных кристаллов в процессе шлифовки.



а *б*



в *г*

Рис. 1. Микроструктура порошка $MoSi_2$:
а – исходного; *б* – после окисления при 1000 °С;
в – после окисления при 1100 °С; *г* – после окисления при 1200 °С

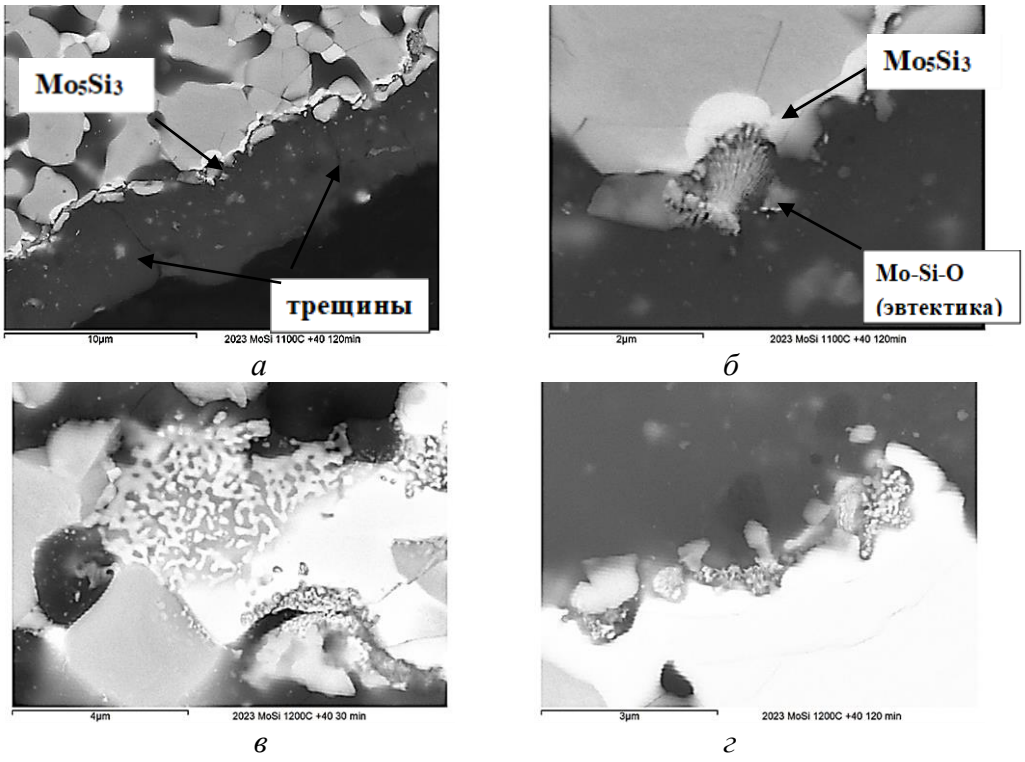
Проведенный микроструктурный анализ порошков после окислительного отжига в интервале температур 1000–1200 °С с выдержкой от 30 до 120 мин показал, что во всех исследуемых режимах на поверхности частиц формировалась диффузионная зона, состав которой существенно отличался от исходного дисилицида молибдена (рис. 1, *б, в, г*). Как следует из химического контраста, поверхностный слой характеризовался двухфазной структурой, представленной темно-серыми зонами (преимущественно обогащенными кремнием) и светло-серыми областями (преимущественно с повышенным содержанием молибдена). Наблюдалась четкая зависимость структуры оксидного слоя от режимов отжига: с ростом температуры и продолжительности воздействия доля и размер областей с повышенным содержанием молибдена (светлые области на рис. 1, *б, в, г*) уменьшались. Кроме того, увеличение времени окисления способствовало формированию более плотных и менее дефектных слоев SiO_2, что, вероятно, обусловлено эффектом «самозалечивания», характерным для окисления $MoSi_2$.

Исследование внутренних областей частиц выявило, что с увеличением температуры и времени выдержки на границах зерен происходило образование областей фазы SiO_2 (рис. 1, *в*), рядом с которыми наблюдалась перекристаллизация $MoSi_2 \rightarrow Mo_5Si_3$. Данное явление свидетельствует об активной диффузии кислорода по границам зерен. Увеличение времени выдержки приводило к увеличению выделений как SiO_2, так и Mo_5Si_3. Параллельно отмечался рост зерен исходного $MoSi_2$, что свидетельствует о протекании процессов рекристаллизации в объеме материала.

Было также установлено, что начиная с 1100 °С в переходной зоне между внешним оксидным слоем и внутренним объёмом частицы происходили структурные изменения (рис. 2). Анализ химического контраста позволяет предположить формирование в этой области тонкого слоя Mo_5Si_3 (рис. 2, *а*). После выдержки в течение 120 мин в структуре были обнаружены локальные эвтектические области, которые принято связывать с одновременным образованием MoO_3 и SiO_2 (рис. 2, *б*). При

окислении при 1200 °С в течение 30 мин наблюдалось увеличение количества эвтектических участков (рис. 2, *в*). Размер этих участков достигал ~ 5 мкм в поперечном сечении, и они были строго локализованы в зонах образования силицида Mo_5Si_3. Увеличение времени выдержки до 120 мин приводило к уменьшению размеров эвтектических участков (рис. 2, *г*), тогда как толщина прилегающих участков Mo_5Si_3 не превышала 2–3 мкм.

Рентгенофазовый анализ показал, что поверхность окисленных частиц в основном была представлена фазами SiO_2 (β-кристобалит), $MoSi_2$, Mo_5Si_3 и MoO_3. Высокая интенсивность рефлексов $MoSi_2$ указывала на то, что при температурах 1000–1200 °С на начальных стадиях окисления толщина диффузионной зоны не превышала 10 мкм. Существенное увеличение толщины оксидного слоя было зафиксировано при повышении температуры и времени (до 1200 °С и 120 мин), о чем свидетельствовало заметное уменьшение рефлексов дисилицида молибдена на дифрактограммах.



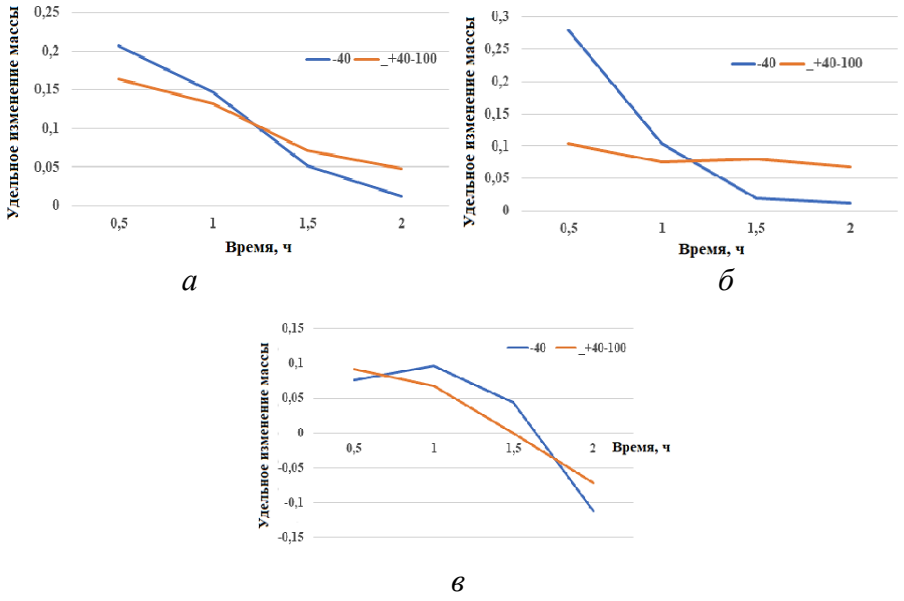
а *б* *в* *г*

Рис. 2. Структура диффузионной зоны частиц:
а – после окисления при 1100 °С в течение 30 мин;
б – после окисления при 1100 °С в течение 120 мин;
в – после окисления при 1200 °С в течение 30 мин;
г – после окисления при 1200 °С в течение 120 мин

Кинетика окисления порошков дисилицида молибдена демонстрирует выраженную зависимость от размера частиц, которая определяет долю свободной поверхности. На начальных стадиях процесса

при температурах 1000 и 1100 °С более дисперсный порошок (фракция –40 мкм) характеризовался более высоким приростом массы по сравнению с крупной фракцией (фракция 40–100 мкм). Однако, начиная с выдержек 60 мин при 1000 °С (рис. 3, *а*) и 30 мин при 1100 °С (рис. 3, *б*), наблюдалось резкое снижение скорости набора массы более дисперсным порошком, что, вероятно, обусловлено активным выходом MoO_3 в атмосферу. Через 30 мин наблюдалось снижение степени дегазации при обеих температурах.

Окисление при 1200 °С приводило к существенной потере массы образцами обоих фракционных составов после выдержек свыше 90 мин (рис. 3, *в*). В данных условиях ключевым фактором являлось образование эвтектических областей (MoO_3 + SiO_2), находящихся в расплавленном состоянии при температуре отжига. Наблюдаемое уменьшение доли этих областей с увеличением времени выдержки позволяет предположить, что MoO_3 способен возгоняться из расплава и покидать материал через дефекты структуры, такие как трещины. Полученные результаты хорошо согласуются с данными работы [2].



а *б*

в

Рис. 3. Изменение массы при окислении порошков:
а – при температуре 1000 °С; *б* – при температуре 1100 °С; *в* – при температуре 1200 °С

Таким образом, проведенное исследование позволило установить, что формирование стабильного защитного слоя SiO_2 на поверхности порошков $MoSi_2$ в интервале температур 1000–1200 °С не завершается даже после 120 мин окислительного отжига. Кроме того, был выявлен ранее не описанный в литературе процесс активного внутреннего окисления материала по границам зерен дисилицида молибдена.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ
1. Литовченко С.В. Силицидные покрытия на молибдене: получение, структура, свойства / С.В. Литовченко [и др.] // Физическая инженерия поверхности. 2012. Т. 10. № 2. С. 110–137.
2. Cai Z. Oxidation behavior and microstructural evolution of a slurry sintered Si–Mo coating on Mo alloy at 1650 °C / Z. Cai [и др.]. // Surface and Coatings Technology. 2017. V. 324. P. 182–189. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.05.054

REFERENCES
1. Litovchenko S.V. Silicide coatings on molybdenum: preparation, structure, properties / S.V. Litovchenko [et al.] // Physical surface engineering. 2012. T. 10. No. 2. P. 110-137.
2. Cai Z. Oxidation behavior and microstructural evolution of a slurry sintered Si–Mo coating on Mo alloy at 1650 °C / Z. Cai [et al.]. // Surface and Coatings Technology. 2017. V. 324. P. 182–189. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.05.054

СЕКЦИЯ 4

Фазовые и структурные превращения в сталях и сплавах

УДК 538.91; 669

Елена Сергеевна Белослудцева*[1,2,3]

[1]ФГБУН Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, РФ

[2]ФГБОУ ВО «Глазовский государственный инженерно-педагогический университет им. В.Г. Короленко», Глазов, РФ

[3]ООО «Ньютонс», Москва, РФ

** ebelosludceva@mail.ru*

ЭЛЕКТРОННОМИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ БИНАРНОГО СПЛАВА $Ni_{50}Mn_{50}$ ПОСЛЕ ЕСТЕСТВЕННОГО СТАРЕНИЯ

Старение мартенсита цветных сплавов вызывает интерес в последние десятилетия. Рассматриваются старение как без фазового распада [1], в которых с течением времени происходят изменения в ближнем порядке, без влияния на структуру сплава, так и с расслоением [2].

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (СЭМ и ПЭМ) изучена структура бинарного эквиатомного сплава номинального состава $Ni_{50}Mn_{50}$ после длительного естественного старения (примерно 20 лет). Показано влияние диффузии атомов на изменение микроструктуры и тонкой структуры исследуемого сплава. Установлено, что в данном сплаве происходит локальное перераспределение никеля и марганца, что приводит к нарушению стехиометрии и, как следствие, изменению морфологии в этих областях.

Ключевые слова: микроструктура, естественное старение, фазовые превращения, фазовый состав, мартенситное, микроскопия, фазовое расслоение.

Elena S. Belosludtseva

ELECTRON MICROSCOPE STUDY OF $Ni_{50}Mn_{50}$ BINARY ALLOY AFTER NATURAL AGING

The aging of martensite in non-ferrous alloys has attracted interest in recent decades. Aging is considered both without phase decomposition[1], in which changes in short-range order occur over time without affecting the alloy structure, and with decomposition [2, 3].

Using scanning and transmission electron microscopy, the structure of a binary equiatomic alloy with the nominal composition Ni50Mn50 was studied after prolonged natural aging (approximately 20 years). The influence of atomic diffusion on changes in the microstructure and fine structure of the alloy was demonstrated. It was established that in this alloy, a local redistribution of nickel

[1]© Белослудцева Е.С.

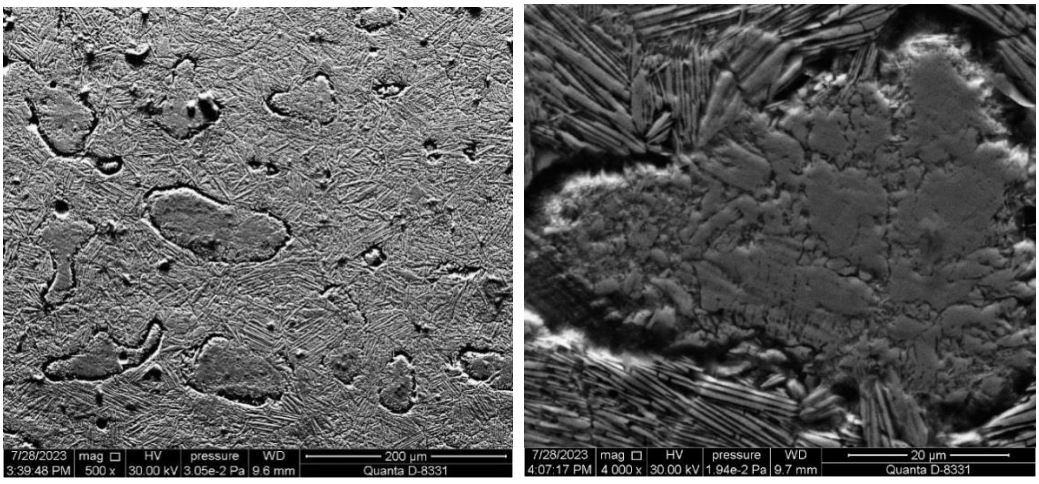
and manganese occurs, which leads to a violation of stoichiometry and, as a consequence, a change in morphology in these areas.

Key words: microstructure, natural aging, phase transformations, phase composition, martensitic, microscopy, phase separation.

Старение мартенсита в сплавах с эффектом памяти форы (СЭПФ) вызывает интерес в последние десятилетия [1, 2] поскольку может вызывать стабилизацию мартенсита, а, следовательно, повышение температур фазового превращения, что влияет на функциональные свойства. Как правило, в большинстве сплавов мартенсит метастабилен и имеет тенденцию к распаду на стабильные фазы. Некоторые исследования посвящены управлению процессами распада мартенсита в СЭПФ [3]. Однако, до недавнего времени такие исследования сплавов на основе системы Ni – Mn не проводились.

В данной работе исследована микроструктура образцов бинарного эквиатомного сплава $Ni_{50}Mn_{50}$ после длительного (около 20 лет) старения при комнатной температуре.

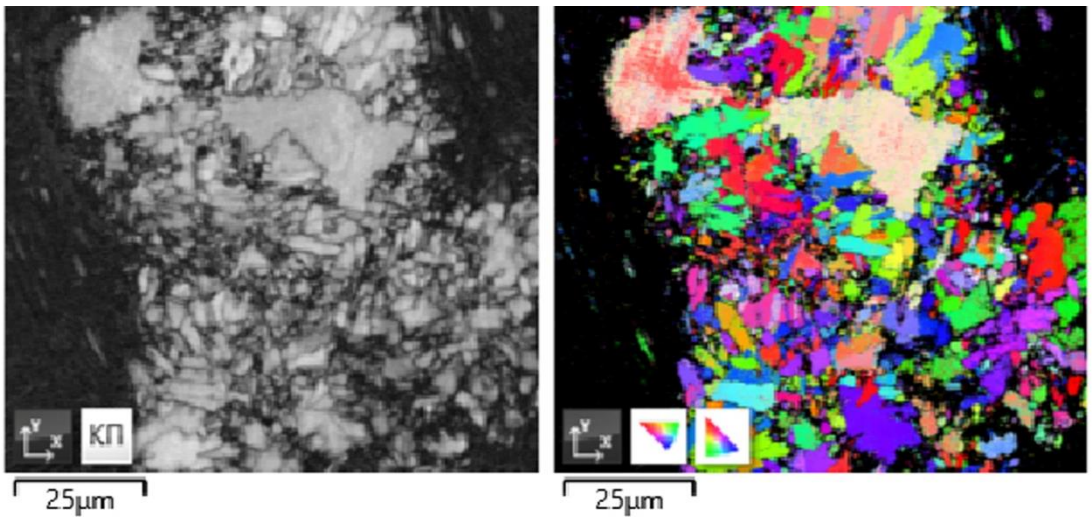
В работе [4] показано, что сплав $Ni_{50}Mn_{50}$ после длительного хранения при комнатной температуре испытал фазовые изменения. А именно, образование областей отличных по структуре от исходной мартенситной матрицы (рис. 1,а, 2). На рис. 1 изображена микроструктура исследуемого сплава после старения. Установлено, что объемная доля таких образований составляет около 18% [4]. Эти области, в основном, обладают округлой формой с ярко выраженными контрастными границами раздела. Из размеры могут достигать 100 мкм. Внутренняя структура данных образований (рис. 1, б) представлена зернами, причем их размеры находятся в диапазоне от нескольких нанометров до единиц микрометров.



а *б*

Рис. 1. СЭМ-изображение микроструктуры сплава $Ni_{50}Mn_{50}$ после естественного старения

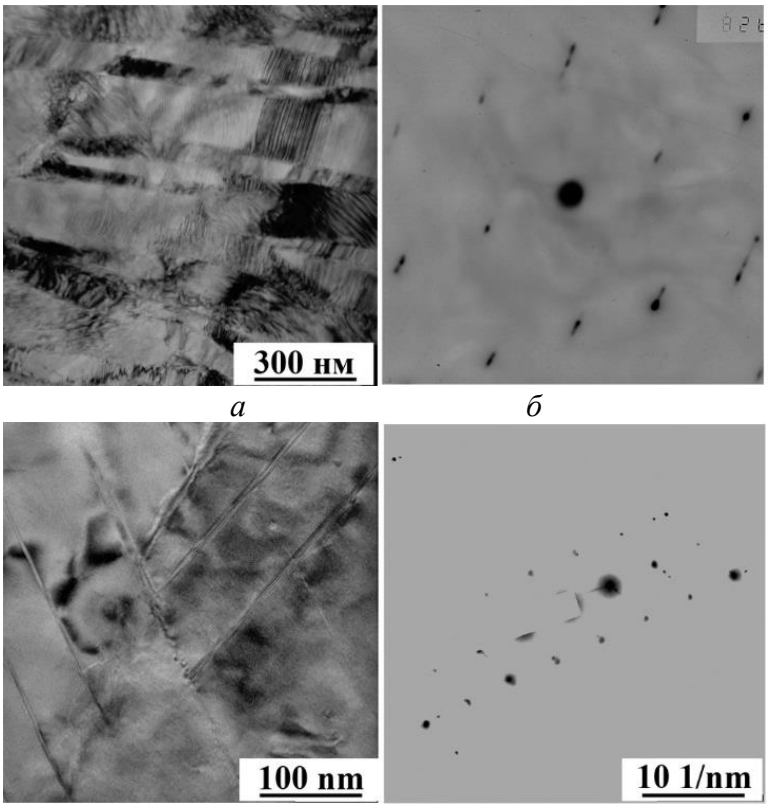
Методом дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ) (рис. 2) показано, что от мартенситных областей практически не формируются линии Кикучи и принимаются нулевые решения (обозначены черным). Напротив, от областей, испытавших фазовое расслоение, получаются четкие картины Кикучи (рис. 2, а) и идентифицируются фазы (в основном, $L1_0$). Фазовый состав подтверждается данными рентгеноструктурного анализа [4]. Ориентационный анализ немартенситных областей (рис. 2, б) показал, что образовавшиеся зерна разориентированы по отношению друг к другу с большеугловыми границами. При этом, в некоторых случаях сохраняется вытянутая форма и наследуется двойниковое положение между соседними кристаллитами. Текстура в них не наблюдается.



а *б*

Рис. 2. ДОРЭ- картины микроструктуры сплава $Ni_{50}Mn_{50}$, образовавшейся в результате длительного хранения при комнатной температуре: а- в режиме контраста полос, б - в режиме кристаллографических ориентировок

Методом ПЭМ удалось зафиксировать оба фазовых состояния в исследуемом сплаве: пластинчатое мартенситное (рис. 3, а) и безпластинчатое (рис. 3, в) и соответствующие микроэлектронограммы (рис. 3, г, д). Установлено, что границы мартенситных пластин менее выражены (рис. 3, а) и не параллельны друг другу. Внутренняя структура мартенситных пластин менее упорядочена. На рис. 3, в представлено ПЭМ-изображение микроструктуры сплава $Ni_{50}Mn_{50}$ в области после распада. Структура характеризуется контрастом, подобным твидовому. Также присутствуют отдельные следы границ мартенситных пластин, ориентированные по отношению друг другу под углом ~70°. Рефлексы на электронограммах от этих областей не четкие, сопровождаются дополнительными рефлексами.



а *б*

в *г*

Рис. 3. ПЭМ – изображения (а, в) сплава $Ni_{50}Mn_{50}$ и соответствующие микроэлектронограммы (б, г) после естественного старения: а, б – от мартенситной матрицы, в,г – от областей после распада

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (Шифр «Структура» Г.р. № 122021000033-2). Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

REFERENCES

1. Otsuka K. Mechanism of martensite aging effects and new aspects / K.Otsuka, X.Ren // Materials Science and Engineering. 2001. V. 312. P. 207–218. DOI: 10.1016/S0921-5093(00)01877-3.
2. Ren X., Otsuka K. Recent advances in understanding the origin of martensite aging phenomena in shape memory alloys /X.Ren, K.Otsuka // Phase Transitions: A. 1999. V. 69. P. 329–350. DOI: 10.1080/01411599908209298.
3. Kadletz P.M. Martensite stabilization in shape memory alloys –experimental evidence for short-range ordering / P.M. Kadletz et al. // Materials Letters. 2015. V. 159. P. 16–19. DOI: 10.1016/j.matlet.2015.06.048.
4. Belosludtseva E.S. Microstructural and fractographic study of the $Ni_{50}Mn_{50}$ alloy after low-temperature long-term aging / E.S.Belosludtseva, D.E./Vinokurov / Materials. Technologies. Design. 2024. V. 6. No. 4(19). P. 51–58. DOI: 10.54708/26587572_2024_641951

УДК 669.017:625.143.482

Ольга Валерьевна Бессонова[1*], Иван Андреевич Олифиренко[1], Татьяна Николаевна Осколкова[2]

[1]АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», г. Новокузнецк, Россия

[2]ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

**Olga.Bessonova@evraz.com*

ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА КАЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ ЗАЭВТЕКТОИДНОГО СОСТАВА

В статье представлены результаты исследования металла рельсов заэвтектоидного состава стали марки 90ХАФ, микролегированной ванадием, молибденом и азотом. Проведен сравнительный анализ двух опытных составов с различным содержанием ванадия. Проведены испытания на роликовой машине трения TR-25 (трибометре) с целью определения и сравнительного анализа таких качественных характеристик рельсов, как износостойкость и сопротивление контактно-усталостным дефектам. Выявлено, что микролегирование улучшает эксплуатационные свойства рельсов за счет образования дисперсионно-упрочняющих фаз.

Ключевые слова: рельс, микролегирование, дисперсионное упрочнение, механические свойства, твёрдость, трибометр, эксплуатационные свойства, износостойкость.

Olga V. Bessonova, Ivan A. Olifirenko, Tatyana N. Oskolkova

EFFECT OF MICROALLOYING ON QUALITY CHARACTERISTICS OF REEUTECTOID RAILWAY ROLLS

The article presents the results of a study of the metal of rails of the eutectoid composition of steel grade 90KhAF, micro-alloyed with vanadium, molybdenum and nitrogen. A comparative analysis of two experimental compositions with different vanadium content was carried out. Tests were carried out on a TR-25 roller friction machine (tribometer) in order to determine and compare such quality characteristics of rails as wear resistance and resistance to contact-fatigue defects. It has been found that microalloying improves the performance of rails by forming dispersion-hardening phases.

Key words: rail, microalloying, dispersion hardening, mechanical properties, Harders, tribometer, performance properties, and wear resistance.

Микролегирование при выплавке рельсовой стали является одним из ключевых факторов, оказывающих прямое влияние на эксплуатационную

© Бессонова О. В., Олифиренко И. А., Осколкова Т. Н.

стойкость рельсов. Введение микродобавок ванадия, молибдена и азота способствует формированию дисперсионно-упрочняющих фаз, улучшая структуру металла и повышая его износостойкость, а также сопротивление контактно-усталостным повреждениям [1]. В условиях современного производства рельсов этому аспекту уделяется повышенное внимание, так как от качества микролегирования зависят надежность и долговечность железнодорожных путей [2].

Цель работы — определить влияние микролегирования ванадием, молибденом и азотом на параметры микроструктуры и эксплуатационные свойства рельсов, изготовленных из двух опытных плавок, химический состав которых представлен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав исследуемых рельсовых сталей

Номер состава	Массовая доля элементов, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ti	V	Mo	N
1	0,91	0,43	0,82	0,34	0,002	0,10	0,010	0,016
2	0,91	0,44	0,83	0,34	0,002	0,04	0,010	0,006

В результате проведенного химического анализа следует, что исследуемые составы отличаются друг от друга по содержанию ванадия и азота, которые в составе №1 более чем в два раза превышает их содержание в составе №2.

В таблице №2 представлены результаты испытаний металла рельсов опытных составов № 1 и 2 на разрыв, ударный изгиб и измерение твердости на поверхности катания головки (ПКГ) рельса, а также средние значения параметров микроструктуры такие, как межпластинчатое расстояние (МПР) и диаметр зерна (Дз).

Таблица 2

Механические свойства, ударная вязкость, параметры микроструктуры

№ состава	Механические свойства				KCU ср, Дж/см^2	Тв-ть ПКГ, НВ	Параметры микроструктуры	
	σт, МПа	σв, МПа	δ, %	Ψ, %			МПР, мкм	Дз, мкм
1	1049	1447	9,0	22	21,5	424	0,104±(0,012)	18,11±(3,10)
2	1016	1477	12,0	28	24,5	433	0,100±(0,014)	18,76±(3,93)

Результаты испытаний показали, что наилучшее сочетание прочностных, пластических свойств и ударной вязкости получены для рельсов состава № 2. При этом получены достаточно близкие значения МПР и Дз в микроструктуре исследуемых составов, соответствующие

интервалу значений 0,100 – 0,104 мкм (МПР) и 18,11 – 18,76 мкм (Дз). Следует отметить, что добавление в рельсовую сталь не только ванадия, но и молибдена обеспечило их суммарный эффект особенно для рельсового металла состава №1, а именно, молибден, повышая прокаливаемость, позволяет ванадию более эффективно выделять мелкодисперсные карбиды/карбонитриды (также за счёт повышенного содержания азота) по всему объему металла.

Для оценки взаимосвязи механических свойств, твердости и параметров микроструктуры с потребительскими характеристиками железнодорожных рельсов проведен ряд экспериментов на роликовой машине трения (трибометре). Эти испытания позволили объективно оценить износостойкость рельсового металла опытных составов №1 и №2, а также выявить характер и скорость образования дефектов контактно-усталостного типа, что важно для прогнозирования долговечности и надежности рельсов в условиях эксплуатации.

Для анализа износостойкости образцов из рельсового металла составов №1 и №2, определяли обратную ей величину - интенсивность износа, которую рассчитывали как разность массы (Δm) рельсового образца после каждого цикла испытаний, отнесённую к числу оборотов рельсового ролика [3]. Образование контактно-усталостных дефектов определяли по наличию первых отслоений по краевым зонам пятна контакта, в зависимости от наработки ролика относительно исходного состояния. Результаты испытаний представлены на рисунке 1.

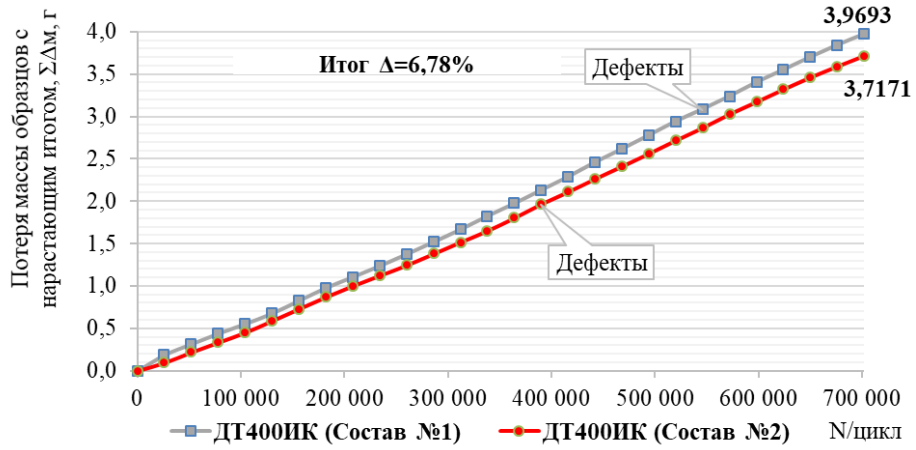


Рис.1. Потеря массы образцов от рельсов составов №1 и №2

По результатам испытаний видно, что итоговая наработка образцов из рельсовой стали состава №1 и №2 составила 702 000 оборотов. При этом потеря массы образца №1 составила (ΣΔм)=3,9693 г. Потеря массы образца №2 за 702 000 оборотов, составила (ΣΔм)=3,7171 г. Стоит отметить, что на образце №1 после 702 000 оборотов потеря массы выше на **6,78%,** чем на образце №2. Выявлено, что первые единичные отслоения

по нижней краевой части пятна контакта образца №1 начались после **546 000** оборотов, а на образце №2 - после **390 000** оборотов, что на 156 000 оборотов дольше, относительно образца №1. Это свидетельствует о большем сопротивлении к образованию дефектов контактно-усталостного характера на образце из рельса состава №1.

Вывод

Микролегирование при выплавке рельсовой стали существенно влияет на повышение эксплуатационной стойкости и долговечности рельсов. Введение микродобавок ванадия, молибдена и азота способствует формированию дисперсионно-упрочняющих фаз, улучшающих структуру металла и его механические свойства, такие как износостойкость и сопротивление контактно-усталостным дефектам. Проведенные испытания на роликовой машине трения подтвердили, что микролегирование является важнейшим фактором в повышении эксплуатационной надежности рельсовых сталей и уменьшении скорости образования дефектов контактно-усталостного характера.

Таким образом, микролегирование — это эффективный и перспективный подход к улучшению характеристик рельсовой стали, направленный на повышение их эксплуатационной эффективности и безопасности железнодорожного транспорта.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Симачев А.С. Исследование неметаллических включений в различных зонах кристаллизации рельсовой стали марки Э90ХАФ / А.С. Симачев [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Том 64. № 2. С. 135 − 142. https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2064.
2. Уманский А.А. Анализ влияния химического состава рельсовых сталей на их пластичность / А.А. Уманский, А.В. Головатенко, А.С. Симачев // Вестник СибГИУ. 2020. №1. С. 65 – 69. https://vestnik.sibsiu.ru/jour/article/view/345.
3. Олифиренко И.А. О результатах трибологических исследований железнодорожных рельсов / И.А. Олифиренко, Т.Н. Осколкова, Е.В. Полевой // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2024. Том 67. № 6. С. 653 – 659.https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-6-653-659.

REFERENCES

1. Simachev, A.S. Investigation of non-metallic inclusions in different zones of crystallization of rail steel grade E90KHAF / A.S. Simachev [et al.] // Izvestiya Vuzov. Chernaya Metallurgiya. 2021. Vol. 64. No. 2. Pp. 135 − 142.

2. Umansky, A.A. Analysis of the Influence of the Chemical Composition of Rail Steels on Their Plasticity / A.A. Umansky, A.V. Golovatenko, and A.S. Simachev // Vestnik SibGIU. 2020. No. 1. Pp. 65-69.
3. Olifirenko I.A. On the results of tribological studies of railway rails / I.A. Olifirenko, T.N. Oskolkova, E.V. Polevoy // Izvestiya VUZov. Chernaya Metallurgiya. 2024. Vol. 67. No. 6. Pp. 653 – 659.

УДК 669:548.526

***Александр Сергеевич Бояркин*[1*]**

[1]ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

[*]*a.s.boiarkin@urfu.ru*

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ И ПАРАМЕТРОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ПРОЦЕССЫ ВЫДЕЛЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ПСЕВДО-α КЛАССА

Изучены процессы формирования интеметаллидных фаз в псевдо-α титановых сплавах системы Ti-Al-Nb-Zr-Sn-Si, дополнительно легированных Mo и W. Установлено, что при отпуске сплавов, предварительно закаленных из β-области, происходит распад α′-мартенсита с формированием α, β и α_2-фаз. При этом выделение частиц α_2-фазы идет гетерогенным путем в теле бывших мартенситных пластин. При старении сплавов, предварительно закаленных из (α+β)-области с фиксированием α′, α и α_2 фаз, наблюдается распад α′-мартенсита с формированием α, β и α_2 фаз, однако выделение α_2-фазы происходит по гомогенному механизму. В структуре сплавов как после отпуска, так и после старения обнаружены силициды S_3-типа. По результатам испытаний на сжатие был оценен комплекс механических свойств.

Ключевые слова: псевдо-α титановые сплавы, жаропрочные сплавы, интерметаллиды, α_2-фаза, силициды, гомогенный механизм, закалка, отпуск, старение, электронная микроскопия, механические свойства.

Alexander S. Boyarkin

INFLUENCE OF ALLOYING AND HEAT TREATMENT PARAMETERS ON THE PROCESSES OF PRECIPITATION OF INTERMETALLIC PHASES IN HEAT-RESISTANT NEAR-α TITANIUM ALLOYS

The processes of intermetallic phase formation in near-α titanium alloys of the Ti-Al-Nb-Zr-Sn-Si system, additionally alloyed with Mo and W, were studied. It was found that during tempering of alloys pre-quenched from the β-region, the decomposition of α′-martensite occurs with the formation of α, β, and α_2-phases. Meanwhile, the precipitation of α_2-phase particles occurs heterogeneously in the body of the former martensite plates. During aging of alloys pre-quenched from the (α+β)-region with the fixation of α′, α, and α_2 phases, the decomposition of α′-martensite with the formation of α, β, and α_2 phases is observed, however, the precipitation of the α_2-phase occurs via a homogeneous mechanism. Silicides of the S_3-type were detected in the alloy

© Бояркин А. С.

structure after both tempering and aging. A range of mechanical properties was assessed using compression tests.

Key words: near-α titanium alloys, heat-resistant alloys, intermetallics, α_2-phase, silicides, homogeneous mechanism, quenching, aging, tempering, electron microscopy, mechanical properties.

Жаропрочные титановые сплавы псевдо-α класса являются одними из широко применяемых в авиационном и ракетном двигателестроении, помимо сплавов никеля и сталей. Производство данного класса сплавов в промышленных масштабах является следствием их высокого уровня удельной прочности и термической стабильности, а также коррозионной стойкости.

На данный момент основной проблемой использования титановых сплавов данного класса, как жаропрочного материала, является охрупчивание в результате выделения упорядоченной α_2-фазы (Ti_3Al) [1].

С другой стороны, двухфазная ($\alpha + \alpha_2$)-структура позволяет повысить термическую стабильность и жаропрочность титановых сплавов, так как эффект интерметаллидного упрочнения сплава дисперсными частицами α_2-фазы повышает температуру работы деталей двигателя до 650…700 °С [2].

Решение проблемы охрупчивания и получение более термически стабильной структуры можно осуществить путем обеспечения условий образования α_2-фазы по гомогенному механизму при помощи определенных режимов упрочняющей термической обработки [3].

Кроме того, дополнительное легирование кремнием может привнести вклад в твердорастворное упрочнение сплава, а также обеспечить дисперсионное твердение в ходе упрочняющей термической обработки при выделении силицидов титана типа S_1 ($(Ti, Zr)_5Si_3$), S_2 ($(Ti, Zr)_6Si_3$) и S_3 ($(Zr, Ti)_2Si$) [4].

Исходя из этого выбор принципов легирования сплавов и режимов их термической обработки являются актуальными задачами при разработке псевдо-α-альфа титановых сплавов как жаропрочного материала для деталей двигателей. Варьирование данных параметров с целью воздействия на механизмы выделения интерметаллидных фаз в конечном счете поможет повысить эксплуатационные свойства сплава.

Материалом исследования служили титановые сплавы, химический состав которых приведен в табл.

Таблица

Химический состав исследуемых сплавов

Обозначение сплава	Легирующие элементы, масс. %						
	Al	Mo	W	Nb	Zr	Sn	Si
Ti-9Al-1Mo-1Nb-4Zr-3Sn-0,15Si	9,60	1,02	–	1,05	4,19	3,11	0,15
Ti-9Al-3W-1Nb-4Zr-3Sn-0,15Si	9,40	–	2,87	1,04	4,18	3,12	0,14

* Ti – основа

Термическая обработка исследуемых сплавов включала: предварительный гомогенизирующий отжиг в вакуумной печи при температуре 1200 °С в течение 3 часов, последующий нагрев в однофазную
β-область либо двухфазную (α+β)-область до температур 1200 и 950 °С, соответственно, выдержку при этой температуре в течение 1 часа и последующую закалку в воду. После этого сплавы подвергали отпуску/старению при температуре 650 °С в течение 100 часов с последующим охлаждением на воздухе. Исследования образцов проводили после каждого этапа термообработки.

Основными методами исследования служили рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА), растровая электронная микроскопия (РЭМ), просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), испытания на сжатие для определения механических характеристик на вырезанных цилиндрических образцах при комнатной температуре.

После проведения эксперимента были получены следующие результаты исследований.

По данным РСФА после закалки из однофазной β-области структура исследуемых сплавов представлена α′-мартенситом с малой объемной долей упорядоченной α_2-фазы. Структура мартенсита согласно снимкам РЭМ имеет пакетную морфологию. По темнопольным изображениям ПЭМ, полученным в сверхструктурных рефлексах, установлено, что α_2-фаза представлена равносными дисперсными частицами размером 2…3 нм, равномерно распределенными в теле мартенситных пластин. Морфология α_2-фазы в обоих сплавах аналогична.

Проведение последующего длительного отпуска приводит к распаду мартенсита с образованием смеси α-, β- и α_2-фаз, что подтверждается наличием соответствующих этим фазам дифракционных линий на дифрактограммах РСФА. Повышение интегральных интенсивностей дифракционных линий и яркости сверхструктурных рефлексов на ПЭМ α_2-фазы для обоих сплвов свидетельствует об увеличении ее объемной доли. Средний размер частиц α_2-фазы при отпуске согласно ПЭМ в обоих сплавах увеличивается до 15…20 нм. Наличие межфазных границ между α_2-частицами и матрицей говорит о гетерогенном механизме ее образования (рис., *а*).

Кроме того, в структуре отпущенных сплавов в теле α-фазы зафиксированы отдельно встречающиеся частицы силицидов равноосной формы размерами около 100 нм. С помощью расшифровки электронографических снимков показано, что силициды относятся к силицидам S_3-типа с тетрагональной решеткой (рис., *б*).

После закалки из двухфазной (α+β)-области структура исследуемых сплавов состоит из α-фазы, α′-мартенсита и упорядоченной α_2-фазы: α′-мартенсит расположен в виде прослоек между пластинами α-фазы. В

теле α-пластин в структуре сплавов Ti-9Al-1Mo-1Nb-4Zr-3Sn-0,15Si согласно снимкам ПЭМ на светлопольных изображениях наблюдается ячеистоподобный контраст, на темнопольных же изображениях в сверхструктурных рефлексах оценен размер ячеек α_2-фазы: порядка 100 нм для состаренного сплава Ti-9Al-1Mo-1Nb-4Zr-3Sn-0,15Si и порядка 60 нм для сплава Ti-9Al-3W-1Nb-4Zr-3Sn-0,15Si.

Механизм образования α_2-фазы после закалки из двухфазной области отличается от установленного после закалки из однофазной: между частицами интермеллидной фазы отсутствуют межфазные границы раздела, согласно снимкам высокого разрешения показано, что решетка α_2-ячеек полностью когерента решетке матрицы, что свидетельсвует о гомогенном механизме её выделения.

При проведении длительного старения реализуется распад мартенсита: в структуре помимо указанных при закалке фаз появляется β-фаза. Объемная доля α_2-фазы после старения, согласно РСФА, увеличивается. Судя по темнопольным изображениям ПЭМ, α_2-фаза расположена в теле исходных α-пластин. Ячеистая структура α_2-фазы сохраняется, а размер ячеек растет до 100..200 нм (рис., *в*).

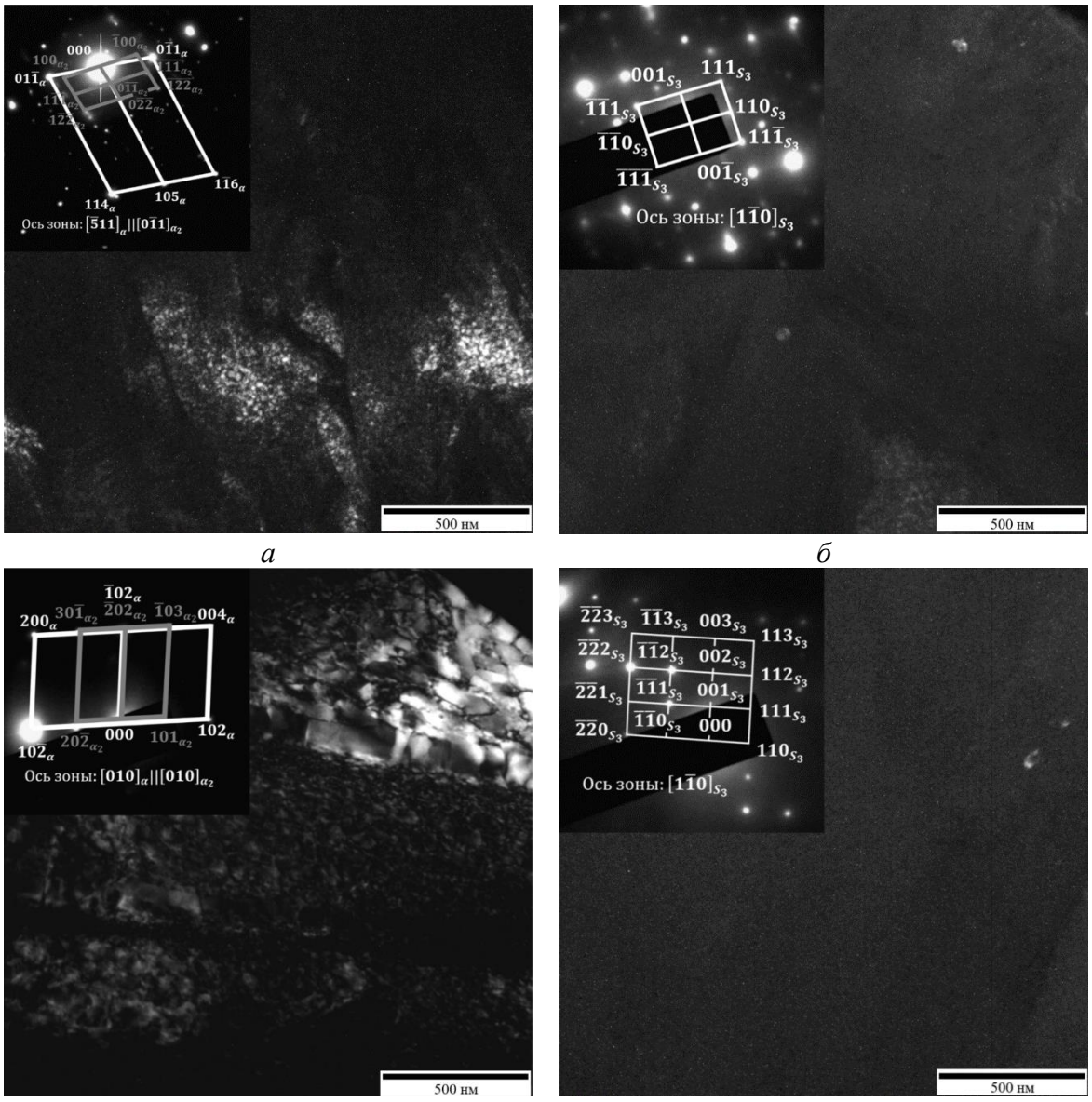
Силициды S_3-типа присутвуют в структуре и после проведения старения исследуемых сплавов. Их объемная доля, судя по дифракционным пикам РСФА и снимкам ПЭМ, увеличилась по сравнению с закаленным состоянием. Образование силицидов происходит как в теле α- и β-фазы, так и на межфазных границах. После выдержки в 100 часов сплава Ti-9Al-1Mo-1Nb-4Zr-3Sn-0,15Si они имеют вытянутую форму с длиной 30…60 нм и шириной 10…30 нм. В сплаве Ti-9Al-3W-1Nb-4Zr-3Sn-0,15Si морфология силицидных частиц подобна, но их размер больше – 100…140 нм в длину и 50…60 нм в ширину (рис., *г*).

Проведение испытаний на сжатие позволило установить, что сплав Ti-9Al-1Mo-1Nb-4Zr-3Sn-0,15Si со структурой после закалки из двухфазной (α+β)-области и старения обладает максимальным уровнем предела прочности при сжатии по сравнению с уровнем прочности в других структурных состояниях ($\sigma^{в}_{сж}$=1880 МПа). При этом уровень пластичности, зафиксированный закалкой из двухфазной области, сохраняется (ε=14%) и, кроме того, в почти 2 раза превышает уровень пластичности после проведения отпуска (ε=8%).

В сплаве Ti-9Al-3W-1Nb-4Zr-3Sn-0,15Si проведение старения позволяет получить уровень пластичности, аналогичный уровню в отпущенном состоянии (ε=15%), однако предел прочности после данного режима термообработки на 120 МПа выше предела прочности после отпуска ($\sigma^{в}_{сж}$=1880 МПа).

Полученные данные механических характеристик сплава показывают, что режим термической обработки, реализующий в сплаве

выделение α_2-фазы по гомогенному механизму, приводит к формированию в жаропрочных титановых сплавах оптимального сочетания предела прочности и пластичности при комнатной температуре. Высокий уровень кратковременной прочности и удовлетворительные пластические свойства являются одними из критериев необходимого минимума эксплуатационных свойств и позволяют перейти к дальнейшим высокотемпературным испытаниям.



а *б*

в *г*

Рис. Темнопольные изображения микроструктуры после закалки из β-области и отпуска при 650 ºС, 100 ч. (*а*, *б*) и закалки из (α+β)-области и старения при 650 ºС, 100 ч. (*в*, *г*) на примере сплава Ti-9Al-1Mo-1Nb-4Zr-3Sn-0,15Si в свете рефлексов: *а* – $\bar{1}\bar{2}\bar{2}_{\alpha_2}$; *б* – 110_{S_3}; *в* – 101_{α_2}; *г* – $\bar{1}\bar{1}3_{S_3}$;

REFERENCES

1. Ilyin A. A. Titanium alloys. Composition, structure, properties / A. A. Ilyin, B. A. Kolachev, I. S. Polkin. Moscow: VILS MATI. 2009. 520 P.
2. Collings E. V. Physical metallology of titanium alloys / E. Collins // M.: Metallurgy. 1988. 224 p.
3. Popov A. The effect of alloying on the ordering processes in near-alpha titanium alloys / A. Popov, N. Rossina, M. Popova // Mater. Sci. Eng. A. 2013. V. 564. P. 284–287
4. Zhao E. Recent advances in silicon containing high temperature titanium alloys / E. Zhao, S. Sun, Y.Zhang // Journal of Materials Research and Technology. 2021. V. 14. P. 3029–3042.

УДК 620.22

***Владимир Григорьевич Буров*[1*], *Владимир Андреевич Батаев*[1], *Екатерина Александровна Дробяз*[1], *Андрей Геннадиевич Тюрин*[1]**

[1]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Новосибирский государственный технический университет», г. Новосибирск, Россия

[*]*v.burov@corp.nstu.ru*

НАПЛАВКА МЕТАЛЛСОДЕРЖАЩИХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ НА СТАЛЬ, ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ И ПУТИ ИХ ИСКЛЮЧЕНИЯ

Приведены результаты исследования причин возникновения дефектов структуры композиций «углеродистая сталь – дисперсно-упрочненное матричное покрытие» при наплавке металлосодержащих порошковых смесей. Выявлена роль температурно-временных режимов наплавки и составов наплавляемых порошковых смесей на возникновение дефектов структурыв покрытии с матричной структурой и в переходной зоне между покрытием и сталью. Изложены перспективы использования энергии пучка релятивистских электронов для формирования бездефектных композиций «сталь-переходная зона – покрытие».

Ключевые слова: сталь, дисперсно-упрочненное покрытие, композиция, поршковые смеси, жидкая фаза, структура, свойства.

Vladimir G. Burov, VladimirA. Bataev, EkaterinaA.Drobyaz, Andrey G. Tyurin

CLADDING STEEL WITH METAL-CONTAINING POWDER MIXTURES: STRUCTURAL DEFECTS AND PREVENTION METHODS

This study investigates the causes of structural defects in "carbon steel – precipitation hardened matrix coating" composites fabricated by cladding of metal-containing powder mixtures. The influence of the temperature-time cladding parameters and the powder mixture composition on the formation of defects in the matrix coating and the transition zone has been revealed. The prospects for using the energy of a relativistic electron beam to form defect-free "steel – transition zone – coating" composites are outlined.

Key words: steel, precipitation hardened coating, composite, powder mixtures, liquid phase, structure, properties.

Методы наплавки покрытий на поверхности стальных изделий занимают особое место среди технологий создания слоистыхкомпозиций «сталь – переходный слой – упрочняющее композиционное металломатричное покрытие». При этом, под термином «упрочняющее»

©Буров В.Г., Батаев В.А., Дробяз Е.А., Тюрин А.Г.

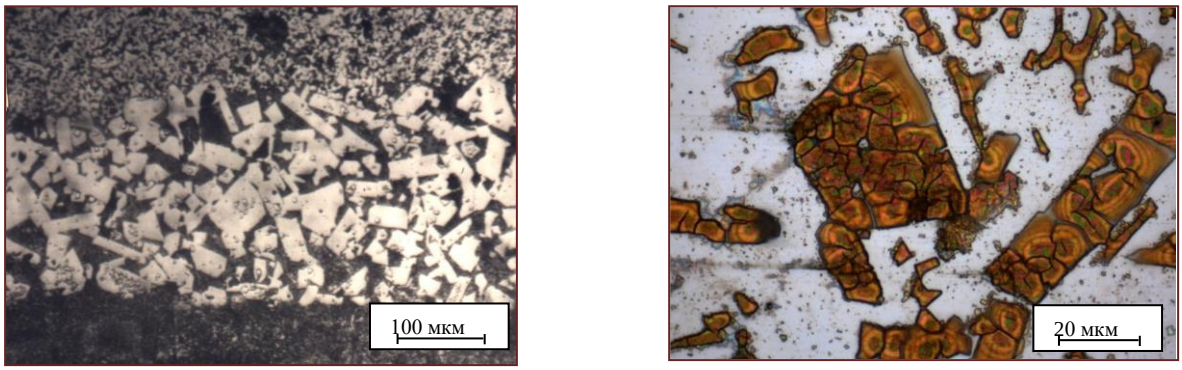
предусматривается наличие у композиции комплекса эксплуатационных свойств, таких как твердость, износостойкость, коррозионная стойкость, жаростойкость и др. Для достижения данных свойств, в качестве наплавочного материала используютсяпорошковые смесиметаллов и химических соединений, обладающих особыми свойствами. Также могут применяться порошковые смеси, взаимодействие компонентов которых в процессе нагрева приводит к синтезу таких соединений.

Технология наплавки сопровождается нагревом наплавочной порошковой смеси и поверхности основного материала с образованиемванны жидкого расплава. Наличие жидкой фазы, при последующем охлаждении, приводит к формированию переходной зоны между покрытием и основным металлом. С другой стороны, высокие скорости диффузионного взаимодействия между компонентами наплавляемой порошковой смеси и основным металлом в присутствии расплавамогут привести к образованию хрупких фаз, что недопустимо для переходной зоны.

Одним из примеров формирования хрупких фаз служит образование карбидов $(Me)_{12}C$ и $(Me)_6C$ в переходной зоне композиции «углеродистая сталь – покрытиеWC-Co», полученной нагревом в вакуумной печи. Образование сложных карбидов $(W,Co)_6C$, получивших название η-фазы, при спекании изделий из вольфрамокобальтовых сплавов, является естественным процессом, благодаря которому образуется эвтектика, состоящая из карбидов и кобальтовой связки.Образующаясяη-фаза является неустойчивой при наличии достаточного количества углерода и при охлаждении распадается на кобальт и монокарбид вольфрама.Недостаток углерода в системе не позволяет выделиться монокарбиду вольфрама, что приводит к снижению прочностных и эксплуатационных свойств получаемого материала.Аналогичные процессы образования сложных карбидов протекают при диффузионном взаимодействии монокарбида вольфрама с железом основного материала. Именно это взаимодействие ответственно за сохранение при кристаллизации сложных карбидов (рисунок 1), отличающихся низкой прочностью.

Для определения эволюции фазового состава при нагреве порошковой смеси ВК6 и железа использовался рентгеновский дифрактометр *ARLX'TRA,* оснащенный высокотемпературной камерой *AntonPaar HTK 200.* Съёмка проводилась в вакууме при давлении $1{,}3E^{-2}$ Па и температурах 600, 800, 1000 и 1200 °С.Образование сложных карбидов $(Me)_{12}C$ отличающихся высокой хрупкостью, зафиксировано при температуре 800 °С, при 1000 и 1200 °С зафиксировано наличие фазы$(Me)_6C$, которая сохраняется после охлаждения. Дефицит углерода в сложных карбидах возникает из-за диффузионного взаимодействия железа с монокарбидом вольфрама и формирования карбидов $(W,Fe)_6C$.

При нагреве в вакуумной печи порошковой смеси ВК6нанесенной на поверхность стали У8 появление расплава визуально наблюдалось при температурах 1250-1270 °С. Увеличение количества расплава приводит к его стеканию с плоской поверхности образца. Плавление порошковой смеси ВК8 встаканеизстали У8 (температураспекания 1270 °*С*, времясуществованияжидкойфазы 10 минут) позволила получить покрытие, представляющее собой сплав с матричной структурой и дефектной переходной зоной в виде металлической матрицы с расположенными в ней крупными зернами сложных карбидов $(Me)_6C$.



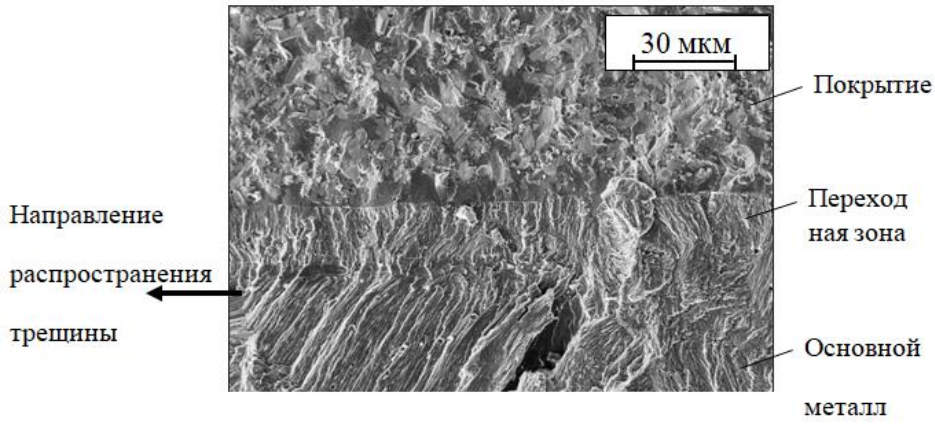
а *б*

Рис.1. Хрупкие карбиды в переходной зоне междупокрытием с матричной структурой и сталью

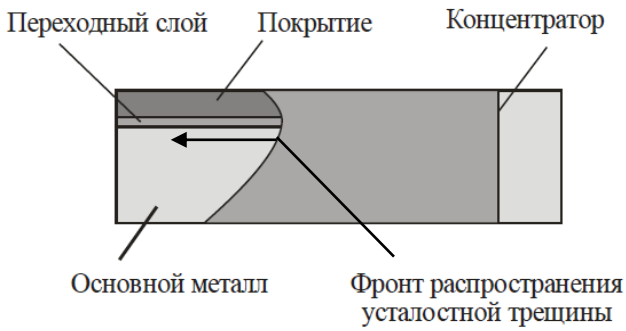
С целью исключения формирования дефектной переходной зоны в состав наплавляемой вольфрамокобальтовой порошковой смеси добавляли аморфный бор. Его взаимодействие с железом позволяет сформировать эвтектику ($\gamma Fe+Fe_2B$) с температурой плавления 1177 °Спри концентрации бора в расплаве 17 ат. % [1]. Взаимодействие кобальта и бора приводит к образованию эвтектики ($\alpha Co + Co_3B$) с температурой плавления 1100 °Си концентрацией бора 18,4 ат. % [1]. Введение бора в состав наплавляемой порошковой смеси позволило создать композицию «углеродистая сталь – матричное покрытие, упрочненное частицами монокарбида вольфрама» с общей толщиной покрытия до 120 мкм.Толщинапереходной зонойзависит от концентрации бора в наплавляемой порошковой смеси.Наибольшее отношение толщины наплавленного слоя, включая переходную зону, к толщине переходной зоны равно 4 при наплавке порошковой смеси ВК15 и концентрации бора 5 масс. %.

В случае введения бора в поверхностный слой стальной заготовки путем химико-термического насыщения приводит не только к снижению температуры появление жидкой фазы, но и к измененииюпоследовательности протекающих процессов при наплавке вольфрамокобальтовой порошковой смеси. Предварительное насыщение поверхностного слоя стали бором позволяет формировать композиции без

структурных дефектов с переходной зоной, отличающейся повышенной прочностью (рисунок 2).



а



б

Рис. 2. Фрактограмма излома после усталостного разрушения композиции "сталь – покрытие", полученной жидкофазным спеканием порошковой смеси ВК6 на предварительно насыщенной бором стали 45 в течение 6 часов при температуре 850 ºС (а); схема распространения фронта усталостной трещины в композиции (б)

В результате проведенных исследований можно сформулировать следующие требования к термическим режимам нагрева и охлаждения при формировании композиций «сталь – дисперсно-упрочнённое покрытие с матричной структурой» наплавкойметаллсодержащих порошковых смесей:

- объемный нагрев наплавляемого порошкового слоя по всей толщине до температур появления расплава матричного материала;
- нагрев тонкого упрочняемого покрытием поверхностного слоя стальной заготовки до температур возникновения расплава;
- обеспечение отвода теплового потока в тело заготовки;
- высокая скорость нагрева.

Этим требованиям отвечают способы наплавки с использованием источников энергии высокой концентрации. Электронный пучок обеспечиваетобъемный нагрев порошковой смеси с высокой скоростью,

как в вакууме, так и в газовой атмосфере.Пучок релятивистских электронов при выходе в газовую атмосферу расширяется, и на расстоянии 90 мм от выпускного отверстия ускорителя достигает 10 мм в диаметре.Плотность мощности пучка, сканирующего поверхность порошка, составляет ~ 40 - 43 кВт/см^2. Пучок электронов сканируется в поперечном направлении с частотой 50 Гц, образец перемещается под пучком в продольном направлении со скоростью перемещения 10 мм/с[2]. Регулирование энергии пучка и расстояния от выпускного отверстия ускорителя до наплавляемой порошковой смеси позволяет формировать композиции без дефектов, как в покрытии, так и переходной зоне [2].

Предварительное химико-термическое насыщение поверхностного слоя углеродистой стали бором может быть заменено процессом электронно-лучевой наплавки порошковой смеси железа и бора [3]. Легирование поверхностного слоя стали бором позволяет реализовать наплавку качественного вольфрамокобальтового матричного покрытия.

В работе для исследований было использовано оборудование Центра коллективного пользования «Структура, механические и физические свойства материалов» Новосибирского государственного технического университета.

Финансирование

Исследование выполнено в рамках гранта Российского научного фонда 23-79-00066, https://rscf.ru/project/23-79-00066/.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем:Д44 Справочник: В 3 т.: Т. 1 / Под общ.ред. Н.П. Лякишева. М.:
Машиностроение, 1996. 992 с.: ил.
2. Дробяз Е.А., Бушуева Е.Г., Чакин И.К., Буров В.Г., Батаев В.А. Структура и свойства поверхностных слоев хромоникелевой стали, легированной частицами карбида кремния. Металловедение и термическая обработка 11 (833) 2024 с.28-34.
3.Non-vacuum electron-beam boriding of low-carbon steel / И. А. Батаев, А. А. Батаев, М.Г. Голковский, А. М. Теплых, В. Г. Буров, С. В. Веселов // Surface & Coatings Technology. 2012. № 207. P. 245–253.

REFERENCES

1. Diagrams of the state of double metal systems: D44 Handbook: In 3 volumes: Vol. 1 / Under the general editorship of N.P. Lyakishev. Moscow:Mashinostroenie, 1996. 992 p.: ill.
2. Drobiaz E.A., Bushueva E.G., Chakin I.K., Burov V.G., Bataev V.A. Structure and properties of surface layers of chromium-nickel steel alloyed

with silicon carbide particles. Metallology and heat treatment 11 (833) 2024 pp.28-34.
3. Non-vacuum electron-beam boriding of low-carbon steel / I. A. Bataev, A. A. Bataev, M. N. Golkovsky, A. N. Teplykh, V. N. Burov, S. N. Veselov// Surface & Coatings Technology. 2012. № 207. P. 245–253.

УДК 621.791.725

***Игорь Евгеньевич Витошкин*[1*]**

[1]Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича, г. Новосибирск, Россия

[*]*vitoshkin@itam.nsc.ru*

МЕТОДИКА ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Лазерная сварка является одним из наиболее технологичных и производительных методов соединения. Тем не менее, этот метод имеет ограничения, связанные с соединением разнородных материалов. Некоторые пары металлических материалов при взаимодействии их расплавов формируют интерметаллидные соединения, обладающие низкой пластичностью. Их формирование приводит к охрупчиванию получаемых сварных соединений и в некоторых случаях – к холодному растрескиванию. В данной работе предлагается метод лазерной сварки одной из таких пар материалов – титановых и алюминиевых сплавов. Метод позволяет ограничить взаимодействие материалов, благодаря чему удалось оптимизировать структуру сварного шва и увеличить прочность соединения на 150 %.

Ключевые слова: лазерная сварка, титановые сплавы, алюминиевые сплавы, растровая электронная микроскопия, интерметаллиды

Igor E. Vitoshkin

METHOD FOR LASER WELDING OF DISSIMILAR MATERIALS

Laser welding is one of the most technologically advanced and productive joining methods. However, this method has limitations associated with joining dissimilar materials. Some metal pairs, when their melts interact, form intermetallic compounds, which have low ductility. These compounds lead to embrittlement of the resulting weld joints and, in some cases, cold cracking. This paper proposes a laser welding method for one of such pairs of materials—titanium and aluminum alloys. This method enables to limit the interaction of the materials, resulting in an optimized weld structure and a 150% increase in joint strength.

Key words: Laser welding, Titanium alloys, Aluminum alloys, Scanning electron microscopy, Intermetallics.

При сварке плавлением разнородных металлических материалов возможно формирование интерметаллидных соединений. В результате прочность таких сварных соединений резко падает [1]. В данной работе предлагается методика лазерной сварки таких материалов.

© Витошкин И. Е.

Суть методики заключается в изменении положения фокуса лазерного луча в горизонтальной плоскости. Это приводит к изменению соотношения объёмов материалов, формируемых сварной шов, благодаря чему изменяется его химический состав. Если рассматриваемая пара материалов имеет достаточную разницу температур плавления, возможно существование некоторого критического значения величины этого смещения, при котором ванна расплава будет оставаться в объёме одной из свариваемых деталей. При этом тепло, рассеиваемое из неё, будет передаваться второй детали, в результате приводя к её плавлению. В результате между деталями будет формироваться паяное соединение, в котором припоем будет служить сам материал присоединяемой детали.

В данной работе в качестве соединяемых материалов были титановый сплав ВТ-6 и алюминий-литиевый сплав В-1461 в виде пластин толщиной 2 мм. Сварка проводилась при помощи технологического комплекса, включающего волоконный иттербиевый лазер с длиной волны 1,07 мкм. Сварка проводилась при мощности излучения 1,2 кВт и скорости сварки 1 м/мин. Фокус пучка располагался на 3 мм ниже поверхности пластин. Указанные параметры были получены в результате предварительной оптимизации. В ходе работы был введён дополнительный технологических параметр d – горизонтальное смещение фокуса лазерного пучка в сторону титановой пластины (отсчёт вёлся от стыка кромок). Его величина варьировалась от 0 до 1,3 мм.

Исследования структуры, химического состава и испытания на растяжение полученных соединений показали, что введённый параметр d действительно изменяет химический состав сварного шва (Рис. 1). При этом прочность сварных соединений увеличивается при увеличении d вплоть до некоторого максимума (Рис. 2). В результате прочность увеличивается со 105 до 247 МПа.

Таким образом, было показано, что предлагаемый метод лазерной сварки разнородных материалов позволяет контролировать химический состав сварного шва и добиться значительного (на ~150 %) увеличения прочности сварных соединений.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН № 124021500015-1.

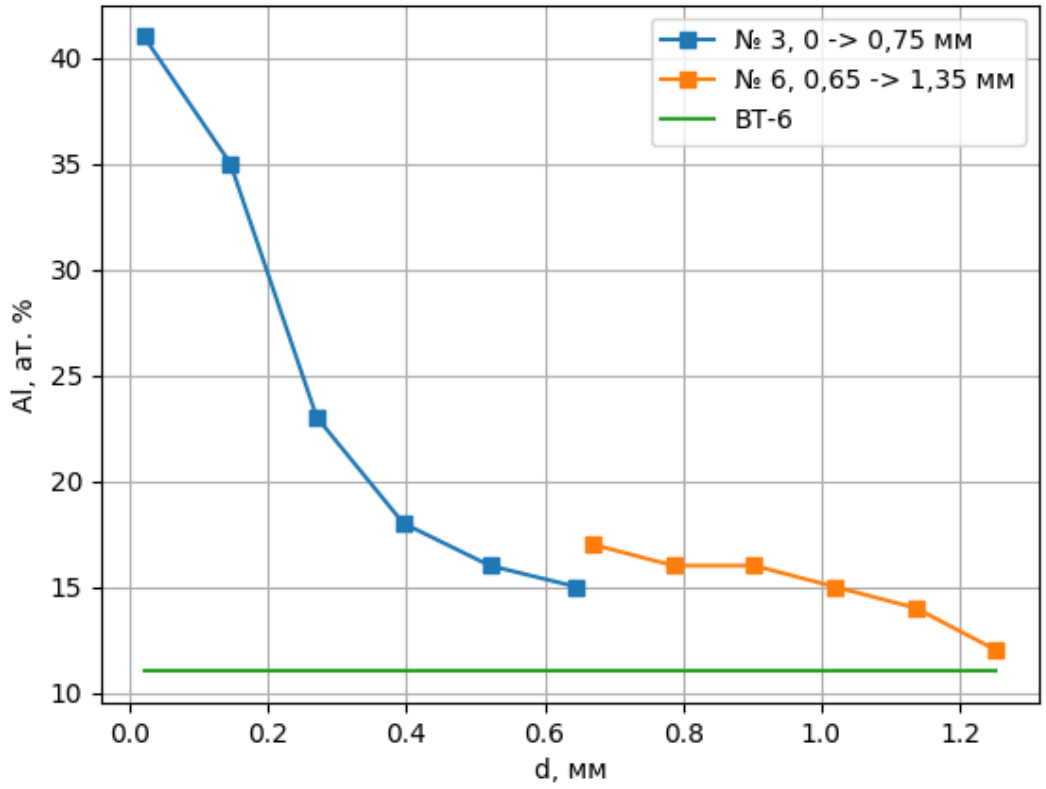


Рис. 1 Измеренная концентрация алюминия в сварном шве при различных d

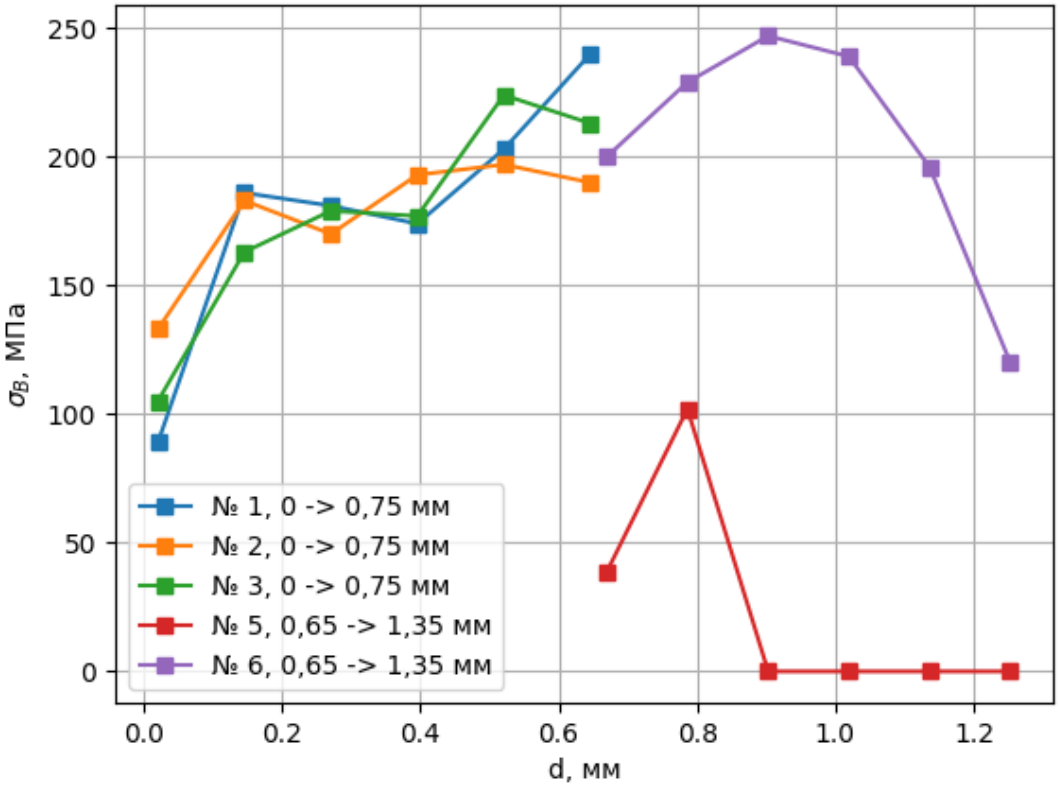


Рис. 2 Предел прочности сварных соединений при различных d

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Tomashchuk I. Direct keyhole laser welding of aluminum alloy AA5754 to titanium alloy Ti6Al4V / P. Sallamand [и др.] // J. Mater. Process. Technol. 2015. V. 217. P. 96–104. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.10.025

REFERENCES

1. Tomashchuk I. Direct keyhole laser welding of aluminum alloy AA5754 to titanium alloy Ti6Al4V / P. Sallamand et. al. // J. Mater. Process. Technol. 2015. V. 217. P. 96–104. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.10.025

УДК 54-19

***Андрей Сергеевич Данилов*[1*]**

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*]*andrei9dan@mail.ru*

ВЛИЯНИЕ ТИПА ЛЕГИРУЮЩЕГО ЭЛЕМЕНТА НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ $Ti(Al_{1-x}Me_x)_3$, ГДЕ Me = Cr, Mn, Fe, Ni, Cu

В данной работе исследовано влияние легирующих элементов Cr, Mn, Fe, Ni и Cu на трещиностойкость сплавов типа $Ti(Al_{1-x}Me_x)_3$. Структура сформированных сплавов преимущественно состояла из кубической $L1_2$ модификации триалюминида титана с некоторым количеством вторичных фаз, выделившихся в междендритном пространстве. Показано, что в зависимости от типа легирующего элемента можно управлять уровнем трещиностойкости материалов. Наилучший уровень трещиностойкости зафиксирован при легировании Cr и Mn.

Ключевые слова: интерметаллиды, $TiAl_3$, легирование, трещиностойкость, микроструктура.

Andrew S. Danilov

EFFECT OF THE TYPE OF ALLOYING ELEMENT ON THE FRACTURE TOUGHNESS OF $Ti(Al_{1-x}Me_x)_3$ ALLOYS, WHERE Me = Cr, Mn, Fe, Ni, Cu

This work investigates the effect of alloying elements Cr, Mn, Fe, Ni, and Cu on the fracture toughness of $Ti(Al_{1-x}Me_x)_3$-type alloys. The microstructure of the synthesized alloys consisted predominantly of the cubic $L1_2$ modification of titanium trialuminide, accompanied by a certain amount of secondary phases precipitated within the interdendritic regions. The results demonstrate that the fracture toughness level can be tailored through the choice of alloying element. The highest fracture toughness values were observed in alloys doped with Cr and Mn.

Key words: intermetallics, $TiAl_3$, alloying, fracture toughness, microstructure.

Интерметаллидное соединение $TiAl_3$ характеризуются высокой удельной прочностью, низкой плотностью и превосходной жаростойкостью. Однако трещиностойкость триалюминида титана при комнатной температуре остаётся низкой ($K_{IC} \approx 2$ МПа·м$^{1/2}$) [1], что ограничивает использование данного материала в качестве конструкционных материалов. Одним из ключевых путей повышения

© Данилов А. С.

эксплуатационных свойств является замещение атомов Al в $TiAl_3$ легирующими элементами в частности Cr, Mn, Fe, Ni и Cu. Они способны снижать энергию антифазных границ, уменьшать межзеренную хрупкость и активировать дополнительные системы скольжения.

Однако, несмотря на то, что повышение пластических свойств $TiAl_3$ является важной задачей, на текущий момент в литературе уделяется малое внимание измерению трещиностойкости сплавов $Ti(Al_{1-x}Me_x)_3$ с $L1_2$ структурой. В связи с этим целью данной работы являлась систематизация влияния легирующих элементов Cr, Mn, Fe, Ni, Cu на трещиностойкость сплавов $Ti(Al_{1-x}Me_x)_3$.

Сплавы для исследования были получены метод дугового переплава в печи Büehler ArcMelter AM. Для проведения корректного сравнительного анализа было принято добавлять в сплавы одинаковое количество легирующего элемента, которое составило 9 ат. %. Выбор концентрации легирующего элемента был основан на анализе тройных диаграмм состояния систем Ti-Al-Me [2], согласно которым данные составы близки к предполагаемым областям гомогенности $L1_2$ фазы.

Структурные исследования материалов были проведены с использованием растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50 XVP. Можно отметить, что сформированная структура (рисунок 1) состоит из основной матричной фазы и дополнительных выделений, сконцентрированных в междендритном пространстве. Дальнейшее проведение рентгенофазового анализа установило, что основной фазой в сплавах является кубическая $L1_2$ модификация триалюминида титана.

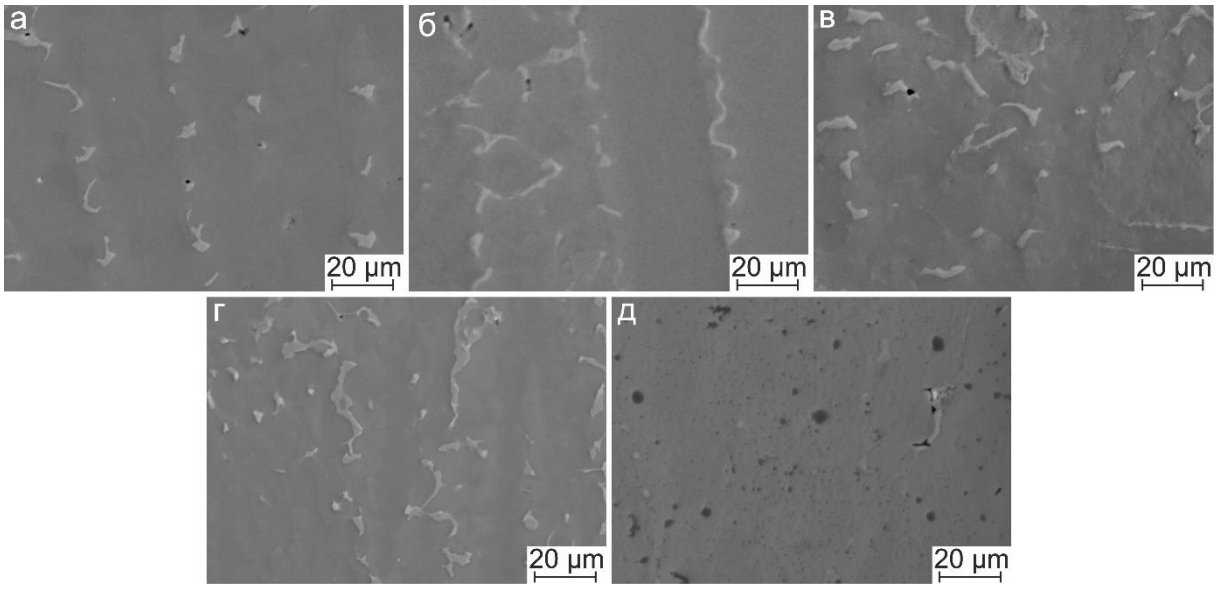


Рис. 1. Структура сплавов на основе $TiAl_3$, стабилизированных: *а* – хромом; *б* – марганцем; *в* – железом; *г* – никелем; *д* – медью

Трещиностойкость сплавов определялась по методу индентирования на твердомере при нагрузке 30 кг. Расчет производился по методу

Палмквиста [3]. Полученные результаты трещиностойкости в зависимости от типа легирующего элемента представлены в таблице 1. По результатам видно, что уровень трещиностойкости от Cr к Cu постепенно снижается, при этом наилучшую трещиностойкость показал сплав, легированный Mn.

Таблица 1

Трещиностойкость в зависимости от типа легирующего элемента (ат. %)

Легирующий элемент	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu
Трещиностокость, МПа·м$^{1/2}$	6,2±1,3	6,3±2,2	5,8±1,3	2,2±0,2	2,9±0,4

Таким образом, исследование трещиностойкости показало, что наилучшими легирующими элементами для достижения пластических свойств сплавов $Ti(Al_{1-x}Me_x)_3$ являются Mn и Cr. При этом при увеличении порядкового номера легирующего элемента в периодической таблице трещиностокость снижается.

Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Лазуренко Д. В. Исследование путей реакций в композитах на основе Ti-Al3Ti методом in situ синхротронной рентгеновской дифракции: влияние переходных металлов на стабилизацию структуры L12 / Д. В. Лазуренко [и др.] // Журнал сплавов и соединений. 2021. Т. 875. Арт. 160004. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160004.
2. К. С. Кумар (1990) Тройные интерметаллиды в алюминиевых тугоплавких металл-X системах (X = V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn), International Materials Reviews, 35:1, 293-328, DOI:10.1179/095066090790324037.
3. Д. К. Шетти, И. Г. Райт, П. Н. Минсер, А. Х. Клауэр, Излом керметов WC–Co при индентировании, J. Mater. Sci. 20 (1985) 1873–1882. https://doi.org/10.1007/BF00555296.

REFERENCES

1. Lazurenko D. V. In situ synchrotron X-ray diffraction study of reaction routes in Ti-Al_3Ti-based composites: The effect of transition metals on $L1_2$ structure stabilization / D. V. Lazurenko [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2021. V. 875. Art. 160004. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160004.

2. K. S. Kumar (1990) Ternary intermetallics in aluminiumrefractory metal-X systems (X = V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn), International Materials Reviews, 35:1, 293-328, DOI:10.1179/095066090790324037.
3. D. K. Shetty, I. G. Wright, P. N. Mincer, A. H. Clauer, Indentation fracture of WC–Co cermets, J. Mater. Sci. 20 (1985) 1873–1882. https://doi.org/10.1007/BF00555296.

УДК 621.791.92

Алина Алексеевна Дударева[1*], Эмурлаев Кемал Исметович[1,2]

[1] Новосибирский государственный технический университет г. Новосибирск, Россия

[2] ЦКП «СКИФ», Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, р.п. Кольцово, Россия

[*] *dudareva-alina@mail.ru*

ФОРМИРОВАНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ СЛОЕВ, СОДЕРЖАЩИХ Ti, Al и B, НА АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ

В работе представлены исследования структуры и свойств модифицированных слоев наплавленных на аустенитную хромоникелевую сталь. Фазовый анализ показал, что модифицированный слой состоит преимущественно из твердого раствора α-Fe, стабилизированного введением Ti и Al. Микроструктура покрытий представляет собой дендритную структуру ячеистого типа, причём размер ячеек уменьшается с ростом содержания бора. Показано, что сформированные покрытия обладают повышенной твёрдостью, износостойкостью и жаростойкостью по сравнению с исходной аустенитной хромоникелевой сталью.

Ключевые слова: аустенитная хромоникелевая сталь, модифицированные слои, вневакуумная электронно-лучевая наплавка, износостойкость, жаростойкость

Alina A. Dudareva, Kemal I. Emurlaev

FORMATION OF MODIFIED LAYERS CONTAINING Ti, Al AND B ON AUSTENITIC CHROMIUM-NICKEL STEEL

This paper presents the results of a study on the structure and properties of modified layers cladded onto chromium-nickel austenitic steel. Phase analysis revealed that the modified layer consists predominantly of an α-Fe solid solution stabilized by the addition of Ti and Al. The coating microstructure is a cellular-type dendritic structure, with the cell size decreasing as the boron content increases. It has been demonstrated that the fabricated coatings possess enhanced hardness, wear resistance, and heat resistance compared to the original chromium-nickel austenitic steel.

Key words: austenitic chromium-nickel stainless steel, cladded layers, non-vacuum electron beam cladding, wear resistance, oxidation resistance

Повышение эффективности современного машиностроения требует постоянного совершенствования материалов и технологий. Ключевой задачей в этой области является разработка новых материалов,

© Дударева А. А., Эмурлаев К. И.

эксплуатационные свойства которых удовлетворяют заданному комплексу требований. Перспективным направлением представляется создание композиционных материалов на основе аустенитных нержавеющих сталей с прочными и износостойкими покрытиями, содержащими Ti, Al и B. Повышенный интерес к данным элементам обусловлен возможностью формирования в покрытиях диборида титана и алюминидов титана, обладающих высокой жаростойкостью и жаропрочностью [1, 2].

В качестве метода модифицирования поверхностного слоя применялась наплавка порошковых смесей пучком релятивистских электронов, выведенным в воздушную атмосферу. Вневакуумная электронно-лучевая наплавка осуществлялась на ускорителе электронов промышленного типа ЭЛВ-6 в ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН. Материалом основы выступала сталь 12Х18Н9Т. Наплавляемая порошковая смесь состояла смеси порошков Ti, Al и B в различных соотношениях. Для предотвращения окисления ванны расплава в порошковую смесь вводился флюс LiF в соотношении 1:1 к массе порошковой смеси. Плотность насыпки составляла 0,5 г/см^2, ток – 18 мА, а энергия электронов – 2 МэВ.

Наплавленные слои обладают структурой характерной для эвтектических сплавов. Покрытия не содержат трещин и расслоений, а их толщина достигает 3 мм. Измерение микротвердости покрытий показали, что твердость повышается в 3,5 раза по сравнению с материалом основы, что обусловлено как твердорастворным упрочнением, так и выделением вторичных фаз. Показано, что формирование модифицированного слоя, содержащего Ti и Al, но без бора приводит к несущественному повышению сопротивления к износу. В то же время, испытания на износостойкость наплавленных слоев показали, что введение бора является ключевым фактором, определяющим их стойкость в условиях фрикционного нагружения, уменьшая объём изношенного материала приблизительно в 3,5 раза по сравнению с исходной сталью.

Испытания в условиях высокотемпературной газовой коррозии показали, что сформированные покрытия обладают повышенной стойкостью к окислению по сравнению с аустенитной нержавеющей сталью. Кинетика роста оксидной пленки на моделированных слоях соответствует степенному закону.

Таким образом, формирование модифицированных слоев, содержащих Ti, Al и B, на аустенитной хромоникелевой стали обеспечивает к улучшению как стойкости к изнашиванию, так и высокотемпературному окислению.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-00066, https://rscf.ru/project/23-79-00066.

Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Li W. et al. Enhanced nanohardness and new insights into texture evolution and phase transformation of TiAl/TiB2 in-situ metal matrix composites prepared via selective laser melting //Acta Materialia. - 2017. - Т. 136. – P. 90-104
2. Поверхностное легирование титана алюминием с использованием метода вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей / И. С. Иванчик, И. А. Батаев, Д. В. Лазуренко, М. Г. Голковский, И. С. Лаптев, И. К. Чакин // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты = Obrabotka metallov: metal working and material science. - 2017. - № 1 (74). - С. 51-60

REFERENCES

1. Li W. et al. Enhanced nanohardness and new insights into texture evolution and phase transformation of TiAl/TiB2 in-situ metal matrix composites prepared via selective laser melting //Acta Materialia. - 2017. - Т. 136. – P. 90-104.
2. Surface alloying of titanium with aluminium by non-vacuum electron beam cladding of powder mixtures / Ivanchik I. S., Bataev I. A., Lazurenko D. V., Golkovskii M. G., Laptev I. S., Chakin I. K. // Obrabotka metallov: metal working and material science. - 2017. - № 1 (74). - P. 51-60.

УДК 538.911 : 669-1

***Мария Александровна Зорина*[1*], *Светлана Дмитриевна Яркова*[1], *Софья Владимировна Никонова* [1]**

[1]ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

[*]*m.a.zorina@urfu.ru*

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

В работе рассмотрены кристаллографические особенности фазового превращения в IF-стали (сверхнизкоуглеродистая микролегированная сталь, практически чистое железо) в процессе фазовой перекристаллизации α→γ→α. Методами ориентационной микроскопии показано, что возникающая кристаллографическая текстура, близкая к исходной, а также что вновь образованная α-фаза характеризуется спектром специальных разориентаций характерных для сдвигового фазового превращения, реализующегося с выполнением ориентационного соотношения Курдюмова-Закса.

Ключевые слова: сверхнизкоуглеродистая сталь, закалка, фазовые превращения, специальные разориентации, функция распределения разориентаций (ФРР).

Maria A. Zorina, Svetlana D. Yarkova, Sofya V. Nikonova

CRYSTALLOGRAPHIC FEATURES OF PHASE TRANSFORMATION IN ULTRA-LOW CARBON STEEL

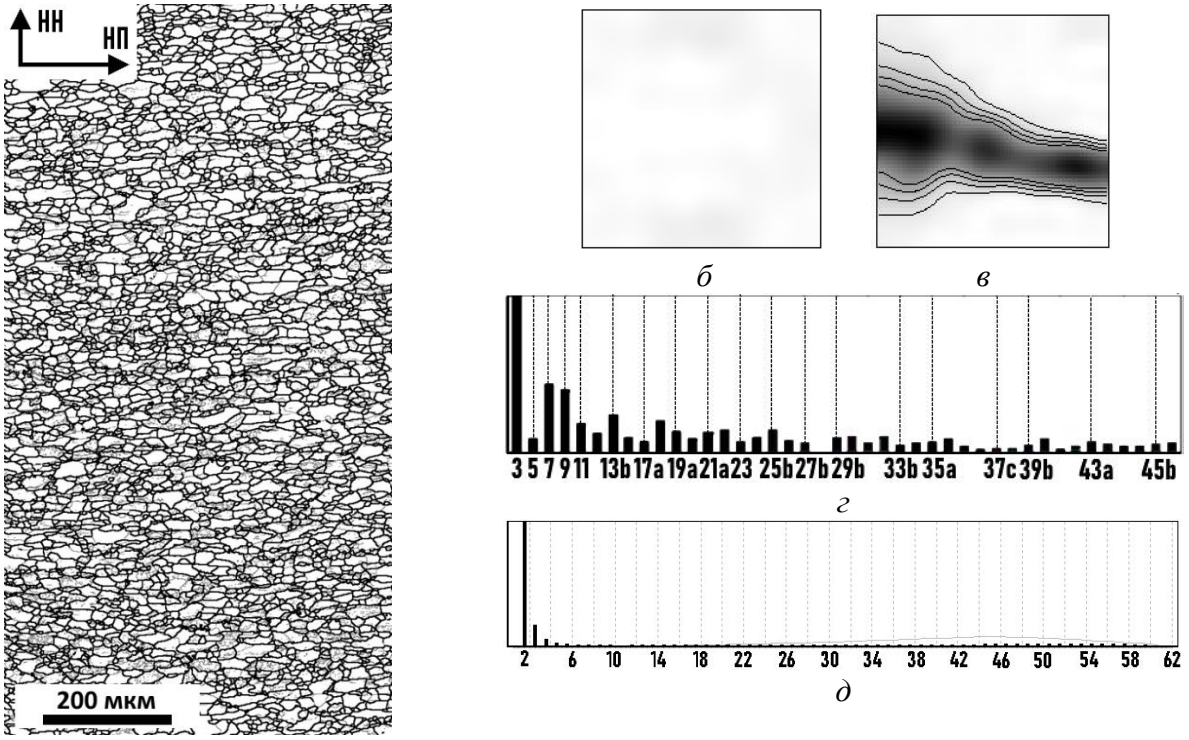
Crystallographic features of the phase transformation in IF steel (ultra-low-carbon steel) during the α→γ→α phase recrystallization process are considered in this paper. It is shown that the emerging crystallographic texture is close to the original one, and the newly formed α-phase has a spectrum of special misorientations characteristic of the shear phase transformation, realized according to the Kurdyumov-Sachs orientation relationship, using orientation microscopy methods.

Key words: ultra-low-carbon steel, hardening, phase transformations, special misorientations, misorientation distribution function (MODF).

Вопросы кинетики и механизмов превращения в сталях со сверхнизким содержанием легирующих элементов, природа формируемого фазового, структурного и текстурного состояний являются дискуссионными и в наши дни. Прямое и обратное α→γ→α-превращения реализуются с соблюдением определенных ориентационных соотношений

[1] © Зорина М. А., Яркова С. Д., Никонова С. В.

(ОС). При отсутствии ограничений отбора вариантов каждая исходная кристаллическая ориентация была бы разделена на 24^2 конечные ориентации на месте зарождения новой фазы, что приводило бы к значительному измельчению зерна в конечной микроструктуре, и к, практически, случайной конечной текстуре, что на практике не реализуется. Это указывает на проявление текстурной наследственности при фазовом превращении α→γ→α. Текстурную наследственность можно объяснить правилами отбора ориентаций, действующими при образовании зародыша новой фазы на границах исходной фазы. Выбор вариантов ориентации феррита при зародышеобразовании может быть обусловлен определенными границами аустенитных зерен, которые могут возникать при предыдущих превращениях, реализуемых при нагреве и /или деформации [1, 2]. Целью данной работы является установление кристаллографических особенностей фазового превращения в сверхнизкоуглеродистой стали (IF-стали) для объяснения особенностей структурно-текстурной наследственности.



а *б* *в* *г* *д*

Рис. 1 Исходное структурно-текстурное состояние IF-стали перед обработкой: *а* – зеренная структура; *б, в* – текстурное состояние в виде ФРО (*б* – φ_2=0°; *в* - φ_2=45°); *г* – гистограмма распределения РСУ-границ; *д* – гистограмма распределения МУГ и ВУГ

В качестве материалов для исследований использовались образцы, отобранные от проката стали марки DC04ED, толщиной 1,4 мм, относящейся к IF-сталям. В исходном состоянии листы прошли типичную технологическую обработку для получения листового проката под штамповку: горячая прокатка, холодная прокатка и рекристаллизационный

отжиг. Затем образцы были нагреты в γ-область на температуру 1000 °С и охлаждены в жидком азоте. Электронно-микроскопическое исследование структуры проводились на растровом микроскопе Tescan Mira3 при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировки отдельных зерен (кристаллитов) и анализа локальной текстуры использовалась приставка EBSD HKL Inca с системой анализа Oxsford Instruments.

Исходное состояние образцов IF-стали представлено рекристаллизованной структурой из несколько вытянутых в направлении прокатки зерен со средним размером приблизительно 20 мкм (рис. 1а). Текстурное состояние (рис. 1б, в) представляет типичную текстуру рекристаллизации IF-стали: ярко выраженное γ-волокно (направление <111> параллельно направлению нормали к плоскости прокатки). Гистограммы распределения специальных (РСУ), малоугловых (МУГ) и высокоугловых (ВУГ) границ показывают относительно равномерное распределение всех типов границ (рис. 1г, д).

Проведение дополнительного нагрева в γ-область и закалка в азот приводят к формированию структуры α-фазы с искривленными границами и размером зерен от 25 до 350 мкм (рис. 2а). Подобные изменения зеренной структуры, отличающиеся от исходного состояния, могут быть вызваны активным ростом аустенитного зерна в ходе нагрева.

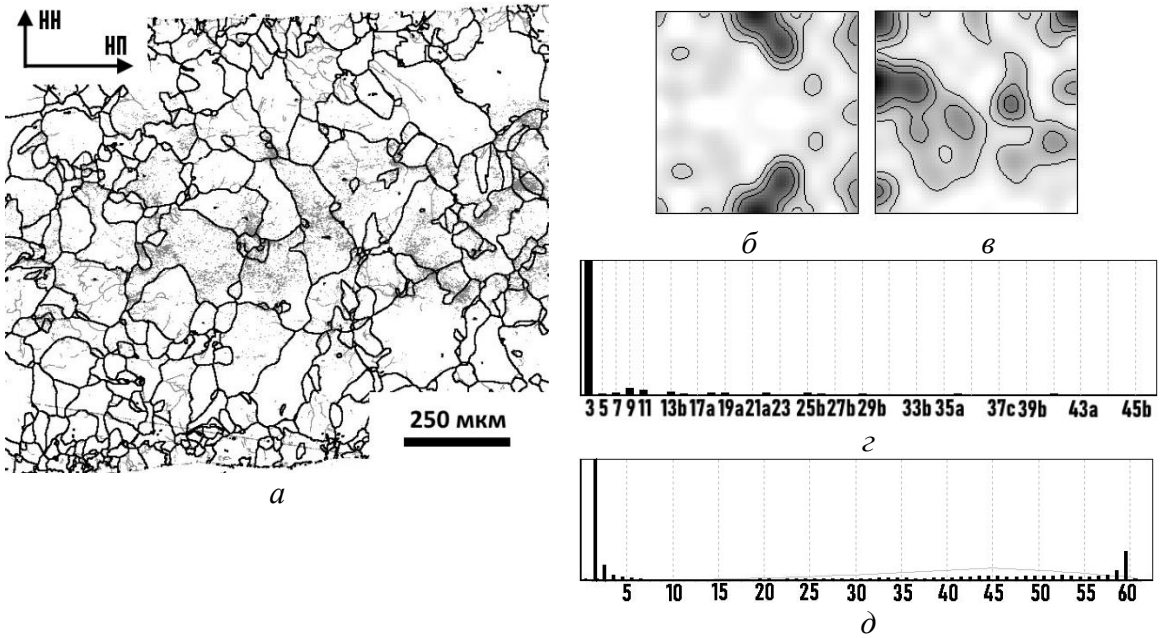
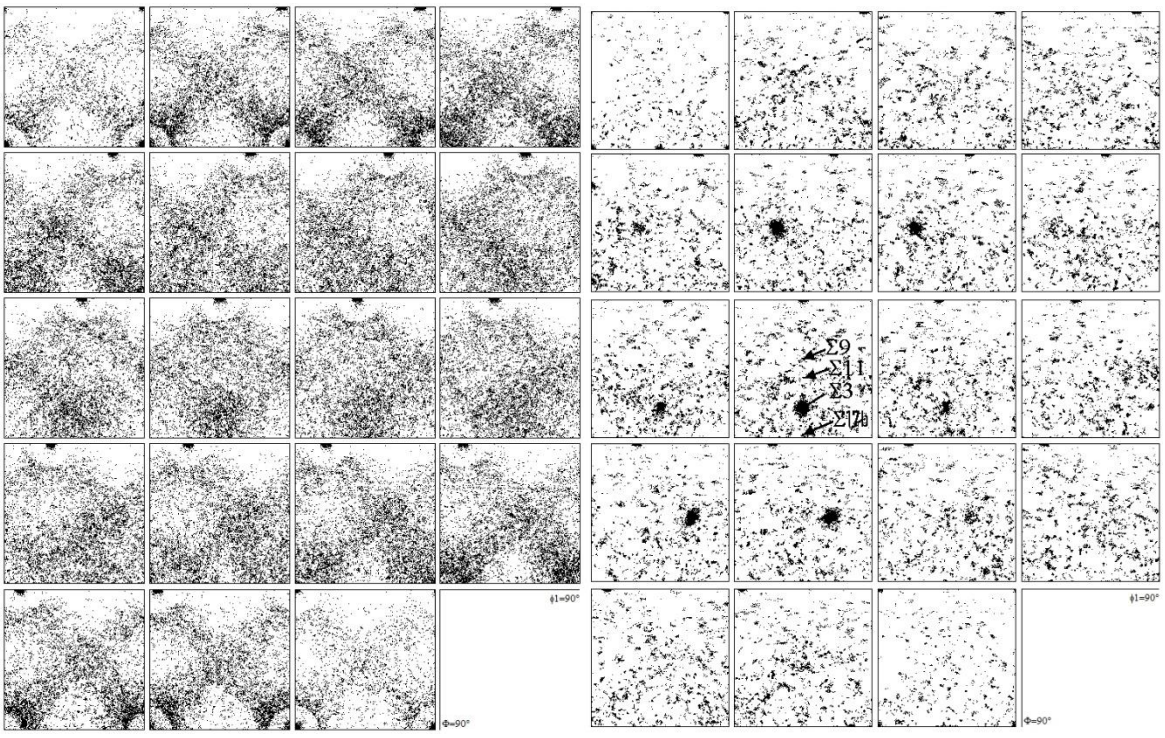


Рис. 2 Структурно-текстурное состояние IF-стали после закалки в азот: *а* – зеренная структура; *б, в* – текстурное состояние в виде ФРО (*б* – φ_2=0°; *в* - φ_2=45°); *г* – гистограмма распределения РСУ-границ; *д* – гистограмма распределения МУГ и ВУГ

При этом текстурное состояние остается схожим с исходным, но интенсивность γ-волокна снижается, с усилением отдельных ориентаций и появлением новых: можно выделить усиление ориентации {112}<110>, а

также в закаленном состоянии появляются ориентации {100}<110> и {100}<100> (рис. 2б, в). Все перечисленные ориентации соответствуют фазовому превращению с выполнением ОС Курдюмова-Закса (КЗ). Появление отдельных ориентаций в θ-волокне (<100> // НН) или близких к нему (рис. 2б) можно связать с поверхностным эффектом и с вариантами выбора ориентаций при выполнении ОС КЗ. Проявление текстурной наследственности может сглаживаться из-за высоких температур нагрева в γ-область: повышение температуры может привести к росту аустенитных зерен и, следовательно, ОС между двумя соседними зернами может измениться. Выбор одного и того же варианта ориентации при прямом и обратном превращениях может не выполниться, и текстурная наследственность не проявится четко.

Закалка приводят к значительному росту доли РСУ-границ Σ3, а также можно выделить наличие Σ9, Σ11, Σ17b, Σ25b (рис. 2г) что обусловлено кристаллографией фазового α-γ-α-превращения с соблюдением ОС КЗ. В целом спектр РСУ-границ соответствует превращению по сдвиговому механизму [2, 3]. Спектр ВУГ при закалке в азот представлен углами свыше 30° (рис. 2д), при этом значительную долю составляют МУГ.



а *б*

Рис. 3 Разориентации в образцах IF-стали после РО (*а*) и после закалки в жидкий азот (*б*) в виде ФРР

Текстура количественно описывается в углах Эйлера функцией распределения ориентации (ФРО/ODF), аналогично разориентации между зернами можно описать функцией распределения разориентаций

(FPP/MDF), которая дает вероятность того, что границы имеют заданную разориентацию между двумя соседними зернами [4]. На рисунке 3 представлены разориентации в образцах до и после закалки. Видно, что относительно равномерное распределение разориентаций после фазовой перекристаллизации сменяется выраженными максимумами, которые относятся к границе Σ3. Также присутствуют и другие разориентации в соответствии со спектром на рис. 2г.

Показано, что в IF-стали при двойной фазовой перекристаллизации α→γ→α реализуется структурно-текстурная наследственность, т. е. воспроизводится исходная кристаллографическая текстура α-фазы. Также показано, что вновь образованная α-фаза характеризуется спектрами разориентаций межкристаллитных и специальных границ характерных для сдвигового фазового превращения, реализующегося с выполнением ориентационных соотношений близких к Курдюмову-Заксу.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00683, https://rscf.ru/project/25-19-00683/

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Редикульцев А. А. Роль специальных границ при структурных и фазовых превращениях в металлах и сплавах. 1. Деформация и рекристаллизация / А. А. Редикульцев [и др.] // МиТОМ. 2025. № 9. С. 6-11.
2. Редикульцев А. А. Роль специальных границ при структурных и фазовых превращениях в металлах и сплавах. 2. Фазовые превращения / А. А. Редикульцев [и др.] // МиТОМ. 2025. № 9. С. 12-18.
3. Лобанов М. Л. Исследование специальных разориентаций в реечном мартенсите низкоуглеродистой стали методом ориентационной микроскопии / М. Л. Лобанов [и др.] // ФММ. 2016. 2016. Т. 117. № 3. С. 266.
4. Зорина, М. А. Эволюция кристаллографических разориентаций в процессе деформации в металлах с ГЦК-решеткой / М. А. Зорина, М. С. Карабаналов, М. Л. Лобанов // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов. 2025. С. 38-42.

REFERENCES

1. Redikul’tsev A. A. The role of special boundaries in structural and phase transformations in metals and alloys. 1. Deformation and recrystallization / A. A. Redikul’tsev [et al.] // Met. Sci. Heat Treat. 2025. № 9. P. 6-11.
2. Redikul’tsev A. A. The role of special boundaries in structural and phase transformations in metals and alloys. 2. Phase transformations / A. A. Redikul’tsev [et al.] // Met. Sci. Heat Treat. 2025. № 9. P. 12-18.

3. Lobanov M. L. Investigation of Special Misorientations in Lath Martensite of Low-Carbon Steel Using the Method of Orientation Microscopy / M. L. Lobanov [et al.] // Phys. Met. Metallogr. 2016. V. 117. № 3. P. 254-259.
4. Zorina, M. A. Evolution of Crystallographic Misorientations during Deformation in Metals with an FCC Lattice / M. A. Zorina, M. S. Karabanalov, M. L. Lobanov // Actual Problems of Physical Metallurgy of Steels and Alloys. 2025. P. 38-42.

УДК 669-1

Сергей Сергеевич Малофеев[1], Иван Сергеевич Зуйко[1*], Сергей Юрьевич Миронов[1], Рустам Оскарович Кайбышев[1]

[1]Белгородский национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), г. Белгород, РФ

[*]*zuiko_ivan@bsuedu.ru*

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ АЛЮМИНИЙ-МАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА, ПОЛУЧЕННОГО ОБРАБОТКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Алюминий-матричный композит был получен обработкой трением с перемешиванием путем внедрения наноразмерного порошка оксида алюминия. Данный композит обладал более мелкозернистой структурой по сравнению с материалом, подвергнутом обработке трением с перемешиванием без армирующих частиц. В интервале температур 400-525 ºС микроструктура композита демонстрировала значительно более высокую стабильность и устойчивость к нормальной рекристаллизации. Кроме этого, армирующие частицы привели к аномальному росту зерен в алюминий-матричном композите.

Ключевые слова: алюминий-матричный композит, обработка трением с перемешиванием, термическая стабильность, микроструктура, рекристаллизация, аномальный рост зерен.

Sergey S. Malopheyev, Ivan S. Zuiko, Sergey Yu. Mironov, Rustam O. Kaibyshev

THERMAL STABILITY OF ALUMINUM-MATRIX COMPOSITE PRODUCED BY FRICTION STIR PROCESSING

Aluminum-matrix composite was produced by friction stir processing using a nanoscale aluminum oxide powder. This composite had a finer grain structure compared to the friction-stir-processed material with no reiforcing dispersoids. In the temperature interval from 400 to 525 ºC, microstructure of composite demonstrated higher stability significantly and resistance to normal recrystallization. Furthermore, the reinforcing particles led to abnormal grain growth in the aluminum-matrix composite.

Key words: aluminum matrix composite friction stir processing, thermal stability, microstructure, recrystallization, abnormal grin growth.

ВВЕДЕНИЕ. Алюминий-матричные композиты являются перспективными материалами, отвечающими современным требованиям технического прогресса. Однако, их получение традиционными

© Малофеев С. С., Зуйко И. С., Миронов С. Ю., Кайбышев Р. О.

литейными методами имеет ряд трудностей: армирующие оксидные частицы практически не смачиваются жидкой матрицей; из-за более низкой плотности используемых порошков, чем у жидкой матрицы, армирующие частицы крайне трудно равномерно распределить по всему объему и т.д. С этой точки зрения сварка трением с перемешиванием, а точнее обработка трением с перемешиванием, является наиболее привлекательным с этой точки зрения, и лишена вышеуказанных недостатков, так как обеспечивает перемешиванием обрабатываемых материалов в твердофазном состоянии [1,2].

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ. В качестве материала матрицы был использован алюминиевых сплав 5182 (Al-4,75Mg-0,3Mn-0,15Zr-0,1Ti-0,1Cr-0,06Si-0,05Si, вес. %), из которого были изготовлены холоднокатаные листы. В стыках этих листов были подготовлены пазы, наполненные порошком оксида алюминия со средним размером частиц около 20 нм. Расчетная объемная доля порошка составила ~1%. Обработка трением с перемешиванием осуществлялась с помощью карбидно-вольфрамового инструмента с частотой вращения 500 об/мин и скоростью подачи 125 мм/мин в 12 проходов. Далее этот материал обозначается ОТП-композит. Для сравнительного анализа был изготовлен ОТП-материал по тем же параметрам, но без введения порошка оксида алюминия.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ. Микроструктура ОТП-материала, не содержащего армирующих дисперсоидов оксида алюминия, представлена равноосными зернами со средним размером около 3,5 мкм, внутри которых наблюдается развитая сетка малоугловых границ. Доля МУГ достигает ≈21 %. Изучение тонкой структуры ОТП-материала показала относительно низкую плотность свободных дислокаций ($\approx 10^{13}$ $м^{-2}$) и равномерно распределенные по всему объему сферические частицы фазы Al_6Mn со средним диаметром около 67 нм, объемная доля которых ≈1 %.

Введение наноразмерных армирующих частиц оксида алюминия в процессе ОТП привело к формированию заметно более мелкой микроструктуры по сравнению с ОТП-материалом, которая состоит из практически равноосных зерен со средним размером ≈2,3 мкм. Соотношение больше- и малоугловых границ оказалось таким же, тогда как плотность дислокаций в ОТП-композите выросла в два раза до $\approx 2\times10^{13}$ $м^{-2}$. Примечательно, что наноразмерные дисперсоиды Al_2O_3 были обнаружены в виде агломератов, которые внешне неотличимы от частиц Al_6Mn. Объемная доля обнаруженных дисперсоидов Al_2O_3 и Al_6Mn достигла около 2%.

На рисунке 1 представлена микроструктура ОТП-материала и ОТП-композита, подвергнутых высокотемпературного отжигу в интервале температур 400-525 ºС.

При статическом отжиге в интервале температур 400-475 ºС в ОТП-материал активно протекают процессы нормальной рекристаллизации. При наиболее низкой температуре отжига 400 ºС новые рекристаллизованные зерна наблюдаются в области, в которой сильное влияние оказывают плечики ОТП-инструмента в процессе обработки (рис. 1а) [1,2]. С увеличением температуры отжига область рекристаллизованных зерен резко увеличивается и достигает 100% при 475 ºС (рис. 1в).

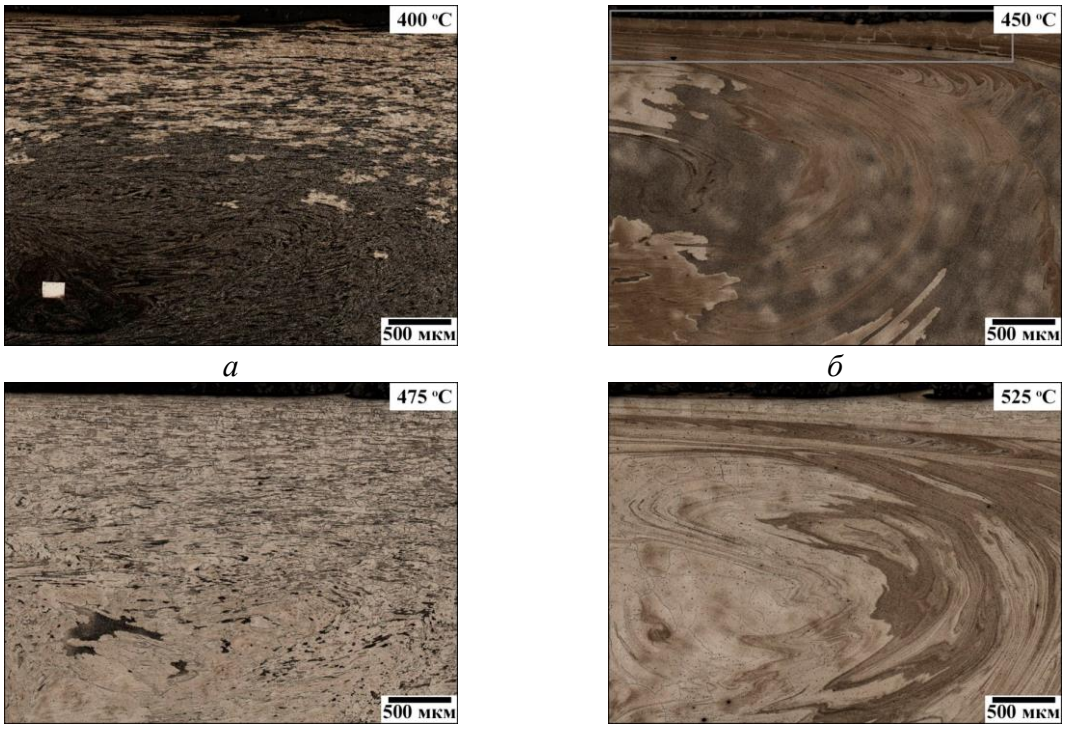


Рис. 1. Микроструктура ОТП-материала (*а, в*) и ОТП-композита (*б, г*), подвергнутых статическому отжигу при 400-525 ºС. В правом верхнем углу указаны температуры отжига. Серым прямоугольником выделена область ОТП-композита, в которой наблюдается нормальная рекристаллизация.

Поведение микроструктуры в ОТП-композите в процессе статического отжига в интервале температур иначе 400-525 ºС (рис. 1). При 400 ºС каких-либо микроструктурных изменений не обнаружено. Однако, при температуре отжига 425 ºС в ОТП-композите наблюдается аномальная рекристаллизация в центре зоны перемешивания. Скорее всего, подобное поведение материала обусловлено наличием армирующих частиц, которые эффективно закрепляют границы зерен и, тем самым, предотвращают рекристаллизационные процессы. Однако, специальные границы Σ5, Σ7 и Σ9 обладают более высокой подвижностью [3] и введенные дисперсоды не могут их сдерживать также эффективно, как остальные границы [4]. Нормальная рекристаллизация в ОТП-композите начинается при 450 ºС в приповерхностной области (рис. 1б). Даже при 525 ºС полностью рекристаллизованной структуры не наблюдается –

общая доля рекристаллизованных зерен достигает 70%, в центре зоны перемешивания присутствуют крупные аномально рекристаллизованные зерна, а в приповерхностной области расположены относительно мелкие нормально рекристаллизованные зерна (рис. 1г).

ВЫВОДЫ. Была изучена термическая стабильность микроструктуры алюминий-матричного композита на основе сплава 5182, полученного обработкой трением с перемешиванием с введением небольшой доли (≈1%) наноразмерного порошка оксида алюминия, в условиях статического отжига в интервале температур 400-525 ºС. Изучение микроструктурных изменений показало, что ОТП-композит демонстрирует значительно более высокую термическую стабильность по сравнению с ОТП-материалом без армирующих дисперсоидов – даже при 525 ºС доля рекристаллизованных частиц достигает только 70%. Было обнаружено, что армирующие частицы способствуют развитию аномальной рекристаллизации, которая начинается при 450 ºС.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, код научной темы FZWG-2023-0005 «Природа влияния холодной пластической деформации на фазовые превращения и свойства алюминиевых сплавов», с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ"

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Threadgill P.L., Friction stir welding of aluminium alloys / Threadgill P.L etc // Int. Mater. Rev. 2009. V. 54. P. 49–93. https://doi.org/10.1179/174328009X411136.
2. Mishra R.S. Friction stir welding and processing / Mishra R.S., Ma Z.Y. // Mater. Sci. Eng. R Rep. 2005. V. 50. P. 1–78. https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001.
3. Dillamore I.L. Oriented Nucleation in the Formation of Annealing Textures in Iron / Dillamore I.L., Smith C.J.E., Watson T.W. // Met. Sci. J. 1967. V. 1. P. 49–54. https://doi.org/10.1179/msc.1967.1.1.49.
4. Hubert A. Magnetic domains: the analysis of magnetic microstructures / Hubert A., Schäfer R.: Springer, 2014. 696 p.

REFERENCES

1. Threadgill P.L., Friction stir welding of aluminium alloys / Threadgill P.L etc // Int. Mater. Rev. 2009. V. 54. P. 49–93. https://doi.org/10.1179/174328009X411136.
2. Mishra R.S. Friction stir welding and processing / Mishra R.S., Ma Z.Y. // Mater. Sci. Eng. R Rep. 2005. V. 50. P. 1–78. https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001.

3. Dillamore I.L. Oriented Nucleation in the Formation of Annealing Textures in Iron / Dillamore I.L., Smith C.J.E., Watson T.W. // Met. Sci. J. 1967. V. 1. P. 49–54. https://doi.org/10.1179/msc.1967.1.1.49.
4. Hubert A. Magnetic domains: the analysis of magnetic microstructures / Hubert A., Schäfer R.: Springer, 2014. 696 p.

УДК 538.91, 548.4

Надежда Михайловна Кащенко*[*1], Михаил Петрович Кащенко[1,2], Вера Геннадиевна Чащина[1,2]

[1]Уральский федеральный университет имени Б. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

[2]Уральский государственный лесотехничкский университет, г. Екатеринбург, Россия

[*]*Email, nad.kashenko@yandex.ru*

О ПРИЧИНАХ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДОВ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СТАЛЯХ И ЖЕЛЕЗОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ

В рамках динамической теории мартенситных превращений интерпретируется морфологический переход от габитусов {557} к габитусам {225} мартенсита, наблюдаемом в сталях при повышении концентрации углерода, а также смещение центра распределения габитусов тонкопластинчатых и линзовидных кристаллов от {3 10 15} в железоникелевых сплавах к {259} в сталях. Показано, что причиной указанных переходов, скорее всего, является изменение упругих модулей аустенита.

Ключевые слова: мартенситное превращение, динамическая теория, центры зарождения, управляющий волновой процесс, габитусные плоскости, морфологические переходы, упругие константы.

Nadezhda M. Kashchenko, Mikhail P. Kashchenko, Vera G. Chashchina

ON THE CAUSES OF MORPHOLOGICAL TRANSITIONS DURING MARTENSITIC TRANSFORMATIONS IN STEELS AND IRON-NICKEL ALLOYS

Within the framework of the dynamic theory of martensitic transformations, the morphological transition from {557} to {225} martensite habits observed in steels with increasing carbon concentration is interpreted, as well as the shift in the distribution center of thin-plate and lenticular crystal habits from {3 10 15} in iron-nickel alloys to {259} in steels. It is shown that the cause of these transitions is most likely a change in the elastic moduli of austenite.

© Кащенко Н. М., Кащенко М. П., Чащина В. Г.

Key words: martensitic transformation, dynamic theory, nucleation centers, control wave process, habit planes, morphological transitions, elastic constants.

Введение. В динамической теории мартенситных превращений (МП) (см., например, [1]) сверхзвуковое образование отдельных кристаллов мартенсита интерпретируется как результат распространения управляющего волнового процесса (УВП), несущего пороговую деформацию, достаточную для нарушения устойчивости метастабильно устойчивого аустенита. Принципиальной особенностью процесса гетерогенного зарождения при γ - α МП является возникновение начального возбужденного состояния (НВС) в определенных локальных областях упругого поля дислокационных петель, выполняющих функции дислокационных центров зарождения (ДЦЗ). Колебания, возникающие в области НВС, порождают волновые пучки, наложение которых и формирует УВП. Кооперативный характер γ-α МП находит свое отражение в существовании макроскопических морфологических признаков. Наиболее наглядным при использовании динамической теории является описание габитусной плоскости, «заметаемой» движущейся линией пересечения фронтов волновых пучков. В простейшем случае ориентация нормали к габитусной плоскости задается выражением:

$$\mathbf{N} \parallel \mathbf{n}_2 \pm æ\, \mathbf{n}_1, \qquad æ = |\mathbf{v}_2| / |\mathbf{v}_1| \approx \sqrt{\varepsilon_1/|\varepsilon_2|}, \qquad \mathbf{n}_{1,2} \approx \boldsymbol{\xi}_{1,2}. \qquad (1).$$

В данной работе акцентируется внимание на описании морфологических переходов от габитусов {557} к габитусам {225} мартенсита, наблюдаемом в сталях при повышении концентрации углерода, а также на смещении центра распределения габитусов тонкопластинчатых и линзовидных кристаллов от {3 10 15} в железоникелевых сплавах к {259} в сталях (см., например, [2]). Следует иметь в виду, что для железоникелевых сплавов имеется экспериментальная информация [3] об упругих модулях исходной ГЦК-фазы вплоть до температуры M_s при концентрациях Ni от 31.5 до 33.8 % Ni. При этих концентрациях для линзовидных и тонкопластинчатых кристаллов сплавов Fe-Ni характерны ориентации габитусных плоскостей, близкие к семейству {3 10 15}. Причем переход к этим габитусам от габитусов {557}, типичных для пакетного мартенсита, происходит без появления кристаллов с габитусами {225}. Кроме того, несмотря на близость ориентаций {259} и {3 10 15}, в металловедческой литературе отмечается их различие для сталей и железоникелевых сплавов. Встает вопрос о причинах таких различий.

Заметим, что ранее [4], еще до появления информации о ДЦЗ, было предложено трактовать морфологический переход от габитусов {557} к {225} как следствие возрастания отношения упругих модулей C_L/C_{11}. К сожалению, в литературе отсутствуют данные о зависимости упругих

постоянных аустенита сталей, поскольку измерение упругих констант монокристаллических образцов при температурах, заметно превышающих комнатные, затруднено из-за диффузии углерода. Цель настоящей работы – проследить влияние изменения упругих модулей на морфологические переходы, проводя анализ упругих полей ДЦЗ.

Отбор ДЦЗ по максимальным значениям деформации сдвига в упругих полях дислокационных петель при варьировании упругих модулей. В настоящее время ясно, что основную роль в создании областей НВС для образования кристаллов с габитусами, близкими к типу {hhl}: {557}, {112}, {225}, играют сегменты ДЦЗ вдоль Λ, коллинеарных плотноупакованным направлениям <110>. В то же время сегменты ДЦЗ вдоль Λ ∥ <121> инициируют образование НВС для кристаллов с габитусами, близкими к типу {hkl}: {3 10 15}, {259}. Чтобы проследить влияние изменения упругих модулей на морфологический переход было проведено изменение упругих модулей с целью увеличения отношения C_L/C_{11}. При этом значения упругих модулей C' и C_{11} фиксировались (C'=0.027 ТПа, C_{44}=106 ТПа), то есть систематическое увеличение C_L достигалось только за счет роста C_{44}. Часть использованного при расчете упругих свойств набора модулей (в единицах ТПа) представлена в Табл. 1.

Таблица 1

Модельный набор упругих модулей

C_{44}	0.102	0.112	0.132	0.152	0.172	0.192
C_L	0.181	0.191	0.211	0.231	0.251	0.271
$\sqrt{C_L/C_{11}}$	1.307	1.342	1.411	1.476	1.508	1.599

В табл. 2 представлены результаты расчеты волновых габитусов (1), соответствующих угловым (при θ_m) максимумам сдвиговой деформации S_{max} упругого поля уединенного сегмента линии дислокации с ориентацией Λ ∥ [1-1 0] при векторе Бюргерса b ∥ [10-1]. Вычисления проводились в цилиндрической системе координат (ось Z направлялась вдоль Λ, радиальная компонента R отсчитывалась от середины Λ, а угол θ от плоскости (111)). Величина R задается в единицах параметра решетки аустенита и удовлетворяет неравенству R << L, где L – длина сегмента Λ. В первых пяти колонках использованы значения упругих модулей из Табл.1, а в трех последних колонках -данные измерений [3] упругих модулей железоникелевых сплавов.

Таблица 2

Ориентации нормалей N к габитусным плоскостям при различных значениях R и $\theta = \theta_m$

R = 20								
C_{44}	0.112	0.132	0.152	0.172	0.192	0.112	0.1034	0.103
C_L	0.191	0.211	0.231	0.251	0.271	0.218	0.2508	0.214,
C'	0.027	0.027	0.027	0.027	0.027	0.027	0.027	0.0182
θ_m	-16^0	-17^0	-18^0	-19^0	-20^0	-14^0	-12^0	-14^0

N	6611 0.44179 0.42599 0.78953	337 0.36147 0.37615 0.85314	5 5 12 0.35275 0.36586 0.86123	225 0.34245 0.35458 0.87006	5 5 13 0.33171 0.34298 0.87883	447 0.44375 0.44043 0.78046	335 0.45717 0.45930 0.76160	559 0.43394 0.43681 0.78796
R = 200								
C_{44} C_L C'	0.112 0.191 0.027	0.132 0.211 0.027	0.152 0.231 0.027	0.172 0.251 0.027	0.192 0.271 0.027	0.112 0.218 0.027	0.1034 0.2508 0.0271	0.103 0.214, 0.0182
θ_m	-16^0	-17^0	-18^0	-19^0	-20^0	-14^0	-12^0	-14^0
N	559 0.44892 0.43078 0.78288	449 0.37078 0.38261 0.84625	337 0.36212 0.37259 0.85443	5 5 12 0.35188 0.36156 0.86340	225 0.34122 0.35018 0.87232	7712 0.45107 0.44529 0.77347	8813 0.46470 0.46411 0.75409	447 0.44151 0.44222 0.78071
R = 1200								
C_{44} C_L C'	0.112 0.191 0.027	0.132 0.211 0.027	0.152 0.231 0.027	0.172 0.251 0.027	0.192 0.271 0.027	0.112 0.218 0.027	0.1034 0.2508 0.027	0.103 0.214, 0.0182
θ_m	-16^0	-17^0	-18^0	-19^0	-20^0	-14^0	-13^0	-14^0
N	559 0.44914 0.43109 0.78258	449 0.37140 0.38309 0.84576	337 0.36272 0.37309 0.85395	5 5 12 0.35247 0.36208 0.86294	225 0.34181 0.35072 0.87187	7712 0.45134 0.44563 0.77311	335 0.45820 0.45552 0.76325	447 0.44182 0.44266 0.78029

Данные таблицы 2 убедительно демонстрируют, что увеличение отношения упругих модулей C_L/C_{11} действительно сопровождается отбором кристаллов с габитусами, близкими к габитусам {225}. Это указывает на то, что при росте содержания углерода следует ожидать увеличения параметра C_L/C_{11}. Разумеется, такое изменение параметра может быть обусловлено, не только возрастанием C_L, как это было реализовано нами в модельном наборе упругих модулей, но и снижением значений C_{11}. Отметим, что кратко этот вывод отражен в [5].

В связи с этим естественно был проведен анализ влияния изменения параметра C_L/C_{11} на смещение центра распределения ориентаций габитусов кристаллов типа {hkl}. Анализ упругого поля сегмента линии дислокации **Λ** ∥ [1-2 1] при векторе Бюргерса **b** ∥ [01-1] показал, что действительно имеет место смещение распределения габитусов от типичных для железоникелевых сплавов ориентаций {3 10 15} к ориентациям {259}, типичным для сталей. Этот вывод иллюстрируют данные, приведенные на рис. 1 и рис. 2.

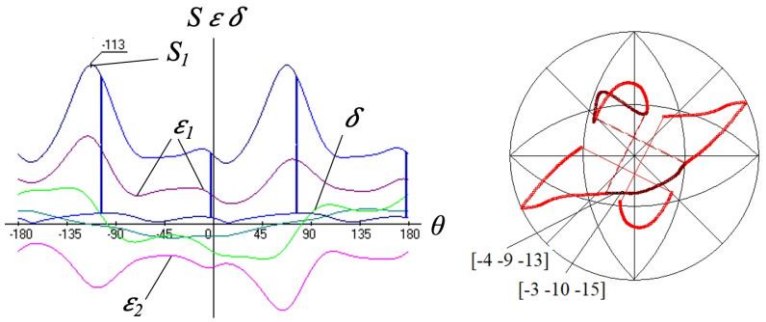


Рис. 1. Упругое поле сегмента **Λ** ∥ [1-2 1], **b** ∥ [01-1] (рис.1а) и стереопроекции нормалей (1) (рис. 1б) при упругих модулях (в ТПа) C_{44} = 0.112, C_L = 0.218, C' = 0.027 и Z = 0, R=

1200. Углу $\theta_m \approx -113^0$ соответствует габитус (-4-9-13), габитусу (-3-10-15) соответствует $\theta \approx -117.5^o$

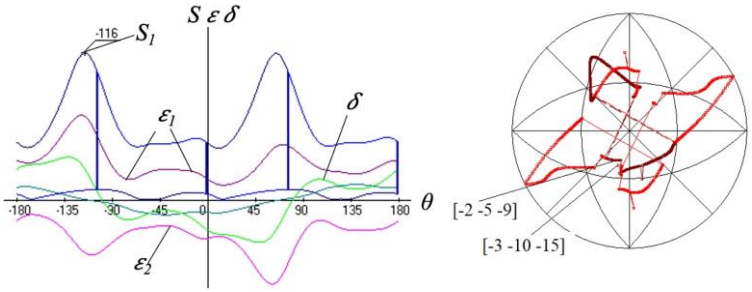


Рис. 2. Упругое поле сегмента **Λ** ∥ [1-2 1], **b** ∥ [01-1] (рис.2а) и стереопроекции нормалей (1) (рис. 2б) при упругих модулях (в ТПа) C_{44} = 0.152, C_L = 0.231, C' = 0.027 и Z=0, R= 1200. Углу $\theta_m \approx -116^o$ соответствует габитус (-2-5-9), габитусу (-3-10-15) соответствует точка, не лежащая на расчетных кривых

Заключение. Проведенный анализ упругого поля дислокационных сегментов ДЦЗ, играющих основную роль в инициации образования кристаллов мартенсита в сталях и железоникелевых сплавов, свидетельствует о том, что вероятной причиной наблюдаемых морфологических различий между указанными системами является рост параметра C_L/C_{11} при увеличении концентрации углерода.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при γ-α превращении в сплавах на основе железа / М. П. Кащенко. М.- Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», ИИКИ, 2010. 280 с.
2. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. М.: Наука, 1977. 236 с.
3. Кащенко М. П. Динамическая модель сверхзвукового роста мартенситных кристаллов / М. П. Кащенко, В. Г. Чащина // УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345-364.
4. Haush G. Single crystalline elastic constants of ferromagnetic face centered cubic Fe-Ni invar alloys / G. Haush, H. Warlimont // Acta Met. 1973. V.21. № 4. P. 401-414.
5. Кащенко Н. М. Динамический механизм, инициирующий деформацию Бейна при формировании мартенситных кристаллов / Н. М. Кащенко, М. П. Кащенко, В. Г. Чащина // Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов : сб. науч. тр., Москва, 22-26 окт. 2024 г. — Москва : НИТУ "МИСиС", 2024. – С. 91.

REFERENCES

1. Kashchenko M.P. Dynamic model of supersonic martensitic crystal growth / M.P.Kashchenko,V.G.Chashchina//Phys. Usp. 2011. V. 54. № 4. P. 331-349

2. Kurdyumov G.V. Transformations in iron and steel / G.V. Kurdyumov, L.M. Utevsky, R.I. Entin. M.: Nauka, 1977. 236 p.
3. Haush G. Single crystalline elastic constants of ferromagnetic face centered cubic Fe-Ni invar alloys / G. Haush, H. Warlimont // Acta Met. 1973. V.21. № 4. P. 401-414.
4. Kashchenko M.P. Wave model of martensite growth during γ - α transformation in iron-based alloys / M.P. Kashchenko. M. - Izhevsk: Research Center "Regular and Chaotic Dynamics", IIKI, 2010. 280 p.
5. Kashchenko, N. M. Dynamic mechanism initiating Bain deformation during the formation of martensite crystals / N. M. Kashchenko, M. P. Kashchenko, V. G. Chashchina // Bernstein Readings on Thermomechanical Processing of Metallic Materials: Collection of scientific papers, Moscow, October 22-26, 2024. - Moscow: NITU "MISiS", 2024. - P. 91.

УДК 669.295’71

Ксения Игоревна Луговая[1,2*], Анастасия Олеговна Петрова[1,2], Ирина Вячеславовна Нарыгина[1], Артемий Александрович Попов[1,2], Александр Сергеевич Бояркин[1]

[1] Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

[2] Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

[*]*k.i.lugovaya@urfu.ru*

РАСПАД ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА И ОБРАЗОВАНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ФАЗ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА

В работе проанализированы процессы распада метастабильного β-твердого раствора в титановых сплавах переходного класса Ti-14Mo и VST3553 при переохлаждении их из однофазной β-области в область температур β→ω→α-превращения (диапазон от 200 до 450 °С с шагом 25 °С) и последующей изотермической выдержке в течение 2 часов.

Методами рентгеноструктурного фазового анализа и просвечивающей электронной микроскопии установлено, что при изотермической выдержке переохлажденного β-твердого раствора в кроме образования ω- и α-фаз в исследуемом диапазоне температур в интервале 225…425 °С происходит выделение промежуточной фазы O′′ в сплаве Ti-14Mo, в то время как в сплаве VST3553 реализуется β→ω→α-превращение без образования промежуточных фаз.

Ключевые слова: титановый сплав; термическая обработка; процессы распада метастабильных фаз; переходные фазы; микроструктура.

Ksenia I. Lugovaya, Anastasia O. Petrova, Irina V. Narygina, Artemiy A. Popov, Aleksandr S. Boyarkin

DECOMPOSITION OF A SUPERCOOLED SOLID SOLUTION AND FORMATION OF INTERMEDIATE PHASES IN TITANIUM ALLOYS OF THE TRANSITION CLASS

In the course of the work the decomposition processes of a metastable β - solid solution in titanium alloys of the Ti-14Mo and VST3553 transition class were analyzes. . These processes occur during supercooling from the single-phase β-region to the β→ω→α–transformation temperature range (range from 200 to 450 °C in increments of 25 °C) and subsequent isothermal exposure for 2 hours..

© Луговая К. И., Петрова А.О., Нарыгина И.В., Попов А.А., Бояркин А.С.

Using X-ray diffraction phase analysis and transmission electron microscopy, it was found that during isothermal exposure of a supercooled β-solid solution in addition to the formation of ω- and α-phases in the temperature range under study in the range of 225...425 °C, the intermediate phase O″ is isolated in the Ti-14Mo alloy, while in the VST3553 alloy the β→ω→α–transformation is realized without the formation of intermediate phases.

Key words: titanium alloy; heat treatment; metastable phase decomposition processes; transition phases; microstructure.

Титановые сплавы переходного класса могут быть широко использованы как в промышленности, так и в аэрокосмической области благодаря получению в них различных структурных состояний при помощи различных режимов термической обработки. В исследуемых сплавах при их термической обработке в низкотемпературной области из при распаде метастабильного β-твердого раствора возможно образование гексагональной ω-фазы, гексагональной α-фазы, низкотемпературной α-фазы с ромбическими искажениями. При этом в последнее время (с значительным ростом пространственного разрешения и композиционной чувствительности анализа фазовых превращений методом просвечивающей микроскопии за счет создания микроскопов нового поколения с коррекцией аберраций) в работах [1-7] отмечено, что при старении в сплавах переходного класса возможно образование и таких промежуточных фаз как базоцентрированной орторомбической O′ и упорядоченной гранецентрированной орторомбической O″. Однако нами в работе [8] при исследовании структуры после закалки из однофазной β-области и последующего старения следов промежуточной O′ фазы обнаружено не было.

На данный момент вопросы образования фаз (механизмы, кинетика, морфология и другие) в ходе β→ω→α-превращения в низкотемпературном интервале (до 450 °C) остаются дискуссионными. В этой связи в данной работе представляет интерес изучение возможности образования данных промежуточных фаз при переохлаждении β-твердого раствора из однофазной области и последующей изотермической выдержки в низкотемпературном интервале.

Для исследования были использованы прутки сплавов Ti-14Mo (13,5 мас. % Mo) и VST3553 (2,74 мас. % Al; 4,95 мас. % Mo; 5,01 мас. % V; 2,65 мас. % Cr). Термическая обработка включала в себя нагрев в однофазную β-область на температуру 850 °C с выдержкой 1 час и последующее переохлаждение в интервал температур от 200 до 450 °C с шагом 25 °C и выдержкой 2 часа.

Анализ дифрактограмм образцов сплава Ti-14Mo после изотермической обработки показал, что в сплаве при температуре 225 °C

помимо дифракционных пиков основной β-фазы фиксируются «следы» ω-фазы, образование которой происходит в ходе распада метастабильного β-твердого раствора. При дальнейшем повышении температуры изотермической обработки до температуры 425 °С включительно интенсивность дифракционных линий ω-фазы увеличивается, при 450 °С линии ω-фазы уже не обнаружены. Кроме того, при температурах изотермической обработки 275, 350, 375 °С на дифрактограммах наблюдаются слабые возмущения фона в районах углов 2θ ~52,5°, 62,5° и ~75,8°, соответствующих положениям для дифракционных линий упорядоченной O′′-фазы.

Согласно данным РСФА в сплаве VST3553 образование ω-фазы начинается при 225 °С (появление дифракционных линий ω-фазы на дифрактограммах), в интервале изотермической выдержки от 250…375 °С наблюдается активизация β→ω-превращения (рост интегральных интенсивностей дифракционных линий ω-фазы). Свыше 400 °С дифракционных линий ω-фазы не обнаружено.

В тоже время при температуре изотермической выдержки 350 °С в сплаве VST3553 в структуре уже фиксируется наличие α-фазы (присутствие на дифрактограммах соответствующих ей дифракционных пиков), повышение температуры в интервале 375…450 °С приводит к увеличению ее объемной доли (рост интегральной интенсивности ее пиков).

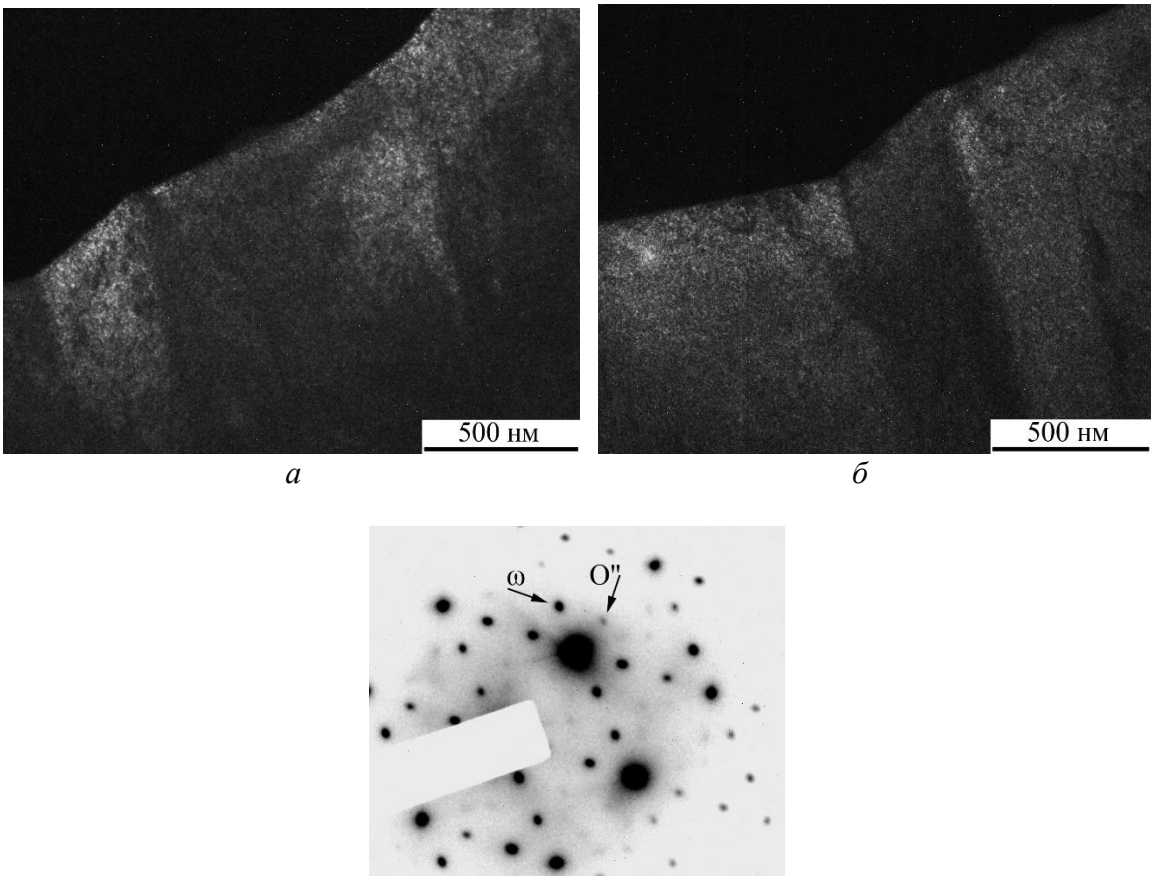
Дополнительных пиков от фаз O′ и O′′ на дифрактограммах в сплаве VST3553 не обнаружено.

Анализ данных метода просвечивающей электронной микроскопии подтверждает результаты РСФА и свидетельствует о наличии в структуре после распада переохлажденного β-твердого раствора при температуре 275 °С в течение 2 часов O′′-фазы для сплава Ti-14Mo: выявлены ее рефлексы в положениях 1/3 и 2/3 $(1\bar{1}0)$ β (рис., в). Согласно темнопольным изображениям частицы этой фазы являются дисперсными, их размеры не превышают 5 нм (рис, а).

Повышение температуры переохлаждения до 375 °С согласно электронномикроскопическим изображениям не приводит к возникновению в структуре сплава Ti-14Mo помимо основных β- и ω-фаз никаких промежуточных фаз.

В свою очередь в сплаве VST3553 данные по фазовому составу, полученные при помощи РСФА, также подтверждаются данными просвечивающей электронной микроскопии. При температурах изотермической обработки 275 и 300 °С в β-матрице зафиксировано существование дисперсных частиц ω-фазы, размерами 5-10 нм. Повышение температуры переохлаждения 350 °С приводит и к появлению в сплаве глобулярных выделений α-фазы, размеры которых составляют от

50 до 100 нм. Повышение температуры переохлаждения до 375 и 400 °С приводит к увеличению размеров частиц α-фазы до 300…500 нм и смене ее морфологии с дисперсной на тонкопластинчатую. При этом выделений частиц ω-фазы не зафиксированы. Во всем интервале температур изотермической выдержки дополнительных рефлексов промежуточных фаз (O′ и O′′) не обнаружено.



а *б* *в*

Рис. Ti – 14Mo 850 °С 1час закалка, 850 °С 10 мин переохлаждение при температуре 275 °С: *а* – в рефлексе $2\bar{2}0$ ω; *б* – в рефлексе 002 O"; *в* – электронограмма

Таким образом, установлено, что в процессе распада переохлажденного β-твердого раствора в сплаве Ti-14Mo в диапазоне температур переохлаждения 200…450 °С реализуется β→ω-превращения с выделением промежуточной O′′-фазы в интервале 275…375 °С, в то время как в сплаве VST3553 протекает β→ω→α-превращение без образования промежуточных фаз.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 25-79-00051. https://rscf.ru/project/25-79-00051/

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Zháňal P. Evolution of ω phase during heating of metastable β titanium alloy Ti–15Mo / P. Zháňal [et al.] // Mater. Sci. 2018. V. 5. P. 837–845.
2. Li T. Composition of the nanosized orthorhombic O′ phase and its direct transformation to fine α during ageing in metastable β-Ti alloys / T. Li [et al.] // Scripta Mater. 2019. V. 170. P. 183–188.
3. Zháňal P. Transformation pathway upon heating of metastable β titanium alloy Ti–15Mo investigated by neutron diffraction / P. Zháňal [et al.]// Materials. 2019. V. 12. P. 3570.
4. Zheng Y. A nano-scale instability in the β-phase of dilute Ti–Mo alloys / Y. Zheng, D. Banerjee, H.L. Fraser // Scripta Mater. 2016. V. 116. P.131–134.
5. Zheng Y. Characterization of a previously unidentified ordered orthorhombic metastable phase in Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr / Y. Zheng, R.E.A. Williams, H.L. Fraser // Scripta Mater. 2016. V. 113. P. 202–205.
6. Zheng Y. The effect of alloy composition on instabilities in the β phase of titanium alloys / Y. Zheng [et al.] // Scripta Mater. 2016. V. 116. P. 49–52.
7. Song B. Formation of intermediate phases and their influences on the microstructure of high strength near-β titanium alloy / B. Song [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 2020. V. 793. P. 139886.
8. Popov A.A. Decomposition processes of metastable β phase in transition titanium alloys / A.A. Popov [et al.] // Physics of Metals and Metallography. 2024. Т. 125. № 12. С. 1457–1464.

УДК 669.111.31

Константин Юрьевич Окишев[1*], Анастасия Владимировна Верховых[2], Александр Аминулаевич Мирзоев[2]

[1]Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

[2]Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия

**Konstantin.Okishev@urfu.ru*

АТОМЫ УГЛЕРОДА В СТРУКТУРЕ ЦЕМЕНТИТА

В железной подрешётке цементита имеется пять типов пор: нормальные и искажённые призматические и октаэдрические (НП, ИП, НО, ИО) и пирамидальные. Квантовомеханические расчёты «из первых принципов» показали, что переход $^1/_8$ всех атомов углерода из НП в НО или ИП поры повышает энергию на 0,11 и 0,24 эВ соответственно (в расчёте на одну формульную единицу Fe_3C). Положение атомов углерода в ИО и пирамидальных порах механически нестабильно. Термодинамические оценки с использованием полученных значений энергий показывают, что уже при температуре A_1 (1000 К) равновесная доля атомов углерода вне НП пор может достигать 0,2. Это позволяет рассматривать цементит как твёрдый раствор на основе его железной подрешётки — проявление концентрационного полиморфизма железа.

Ключевые слова: цементит, Fe_3C, железо, углерод, точечные дефекты, энергия дефектов, поры, междоузлия, вакансии, первопринципное моделирование, ab initio, термодинамика.

Konstantin Yu. Okishev, Anastasia V. Verkhovykh, Aleksandr A. Mirzoev

CARBON ATOMS IN THE CEMENTITE STRUCTURE

Iron sublattice of cementite contains five types of interstitial sites, *viz.* normal and distorted prismatic and octahedral (NP, DP, NO, DO) and pyramidal. Quantum mechanical *ab initio* calculations showed that when a carbon atom is shifted from NP to a NO or DP site the energy of the system increases by 0.113 and 0.238 eV correspondingly (per one formula unit Fe_3C). Position of a carbon atom in a DO or pyramidal site is mechanically unstable. Thermodynamic assessment using obtained values of energies show that even at A_1 point temperature (1000 K) equilibrium fraction of carbon atoms outside NP sites may reach 0.2. This permits of consider cementite as a solid solution based on its iron sublattice — a manifestation of concentration polymorphism of iron.

© Окишев К.Ю., Верховых А.В., Мирзоев А.А.

Key words: cementite, Fe_3C, iron, carbon, point defects, energy of defects, interstices, interstitial sites, vacancies, first-principles modelling, *ab initio*, thermodynamics.

Цементит (карбид железа Fe_3C) — одна из важнейших фаз сталей. В отличие от карбидов большинства переходных металлов, он имеет сравнительно низкие температуру плавления, упругие модули и твёрдость. Как и чистое ОЦК железо, цементит ферромагнитен. Подобно металлическим твёрдым растворам, он может пластически деформироваться [1–3].

Цементит имеет орторомбическую решётку пространственной группы *Pnma*. Элементарная ячейка с параметрами $a = 4{,}510$; $b = 5{,}063$; $c = 6{,}747$ Å (при 0 К согласно результатам первопринципных расчётов [4]) содержит 4 формульные единицы Fe_3C. Атомы Fe занимают в соотношении 8 : 4 два типа позиций, часто обозначаемых *G* и *S* (от англ. general и special). Компактность упаковки железной подрешётки довольно высока: 0,632, а число ближайших соседей в ней составляет 11 для атомов *G* и 12 для атомов *S*.

Положение же атомов углерода, трудно выявляемое при помощи рентгеновской дифракции, вызывало дискуссии ещё с первых работ 1930-х гг. Обсуждались два варианта: в центрах либо трёхгранных призм, либо октаэдров, образованных атомами железа. Разные авторы получали подтверждения и того, и другого из них.

В работе [5] нами было показано, что в железной подрешётке цементита можно выделить не два, а четыре типа междоузлий (пор), в которых потенциально могли бы располагаться атомы углерода: нормальные призматические (НП), нормальные октаэдрические (НО), искажённые призматические (ИП) и искажённые октаэдрические (ИО). Первые два типа соответствуют обычно обсуждавшимся ранее призматическому и октаэдрическому вариантам. В модели твёрдых шаров центры НП пор железной подрешётки окружены $z = 6$ атомами Fe с кратчайшим расстоянием до центра атома $R = 1{,}99$ Å; для НО пор $z = 6$, $R = 1{,}79$ Å, для ИП $z = 4$, $R = 1{,}62$ Å, для ИО — $z = 2$, $R = 1{,}26$ Å. Строго говоря, существует и пятый тип пор — пирамидальные с $z = 5$, $R = 1{,}80$ Å — но их отделяет от НП пор «окно», размер которого меньше радиуса самой поры менее чем на 0,01 Å. На каждый атом углерода приходится по одной поре каждого типа.

Развившиеся в последние годы методы расчёта электронной структуры твёрдых тел «из первых принципов» (ab initio) позволяют количественно определить, насколько велика разность энергии атома C при его размещении в наиболее крупных НП порах и порах остальных типов. Моделирование производилось в программном пакете WIEN2k. Использовались 16- и 32-атомные суперячейки $Fe_{12}C_4$ и $Fe_{24}C_8$. Для всех

изученных структур производилась объёмная (по параметрам решётки) и структурная (по положениям отдельных атомов) оптимизация до достижения силы на каждом из атомов менее 1 мРб/а.е. (0,025 эВ/Å). Это обеспечивает погрешность результатов расчёта полной энергии суперячейки менее 0,01 эВ.

Моделирование показало, что самой низкой энергией действительно обладает структура, в которой все атомы С размещаются в НП порах; мы будем называть её основной.

Переход $^1/_8$, $^1/_4$ и всех атомов С в НО поры увеличивает энергию на 0,113; 0,233 и 0,267 эВ/ф. е. (формульную единицу Fe_3C) соответственно. Расстояния до центров 6 атомов Fe, окружающих НО пору, составляют 1,89 – 1,95 Å: эти значения средние между радиусами НП и НО пор в основной структуре.

При переходе $^1/_8$ и $^1/_4$ атомов углерода из НП в соседние ИП поры повышение энергии составляет 0,238 и 0,452 эВ/ф. е. соответственно; расстояния Fe – C составляют 1,94 – 1,99 Å. Интересны происходящие при этих переходах изменения железной подрешётки. Зигзагообразные ряды атомов Fe в плоскостях (001) вокруг перемещённого атома С перестраиваются в почти квадратную сетку, и между ними появляются новые призматические поры, имеющие почти такую же форму и размеры (1,93 – 1,95 Å), как в основной структуре — см. рис. 1. Возникает область, в которой на одну ф.е. приходится не 1 НП и 1 ИП, а 2 НП поры.

Структура, в которой все атомы углерода находятся в ИП порах, механически нестабильна и самопроизвольно переходит в основную. То же относится к структурам, в которых хотя бы один атом углерода находится в ИО или пирамидальной поре.

Были сделаны и оценки энергии образования железных и углеродных вакансий в основной структуре цементита. Перемещение одного атома Fe из позиции *G* или *S* в решётку чистого ОЦК железа повышает энергию системы на 1,34 и 1,60 эВ соответственно. Перемещение одного атома углерода из НП позиции в решётку графита повышает энергию на 0,50 эВ.

Полученные значения энергий точечных дефектов позволяют сделать термодинамические оценки равновесных долей атомов С, находящихся в порах различных типов, и углеродных вакансий в зависимости от температуры. Результаты такого расчёта представлены на рис. 2. Как видно, уже при температуре точки A_1 равновесная доля атомов С вне НП пор может достигать 0,2. Возможно, именно переход части атомов С из НП в НО и ИП поры является причиной изменений ближнего порядка в расположении атомов Fe и С, которые наблюдаются при длительном подкритическом отжиге стали с перлитной структурой (обзор этих исследований имеется в [2]).

Предположение о возможном изменении углеродной подрешётки цементита при различных термообработках фактически означает, что его железная подрешётка может рассматриваться как третья, после ОЦК и ГЦК, полиморфная модификация железа, — своеобразное проявление концентрационного полиморфизма.

Более подробно представленные результаты изложены в статье [6].

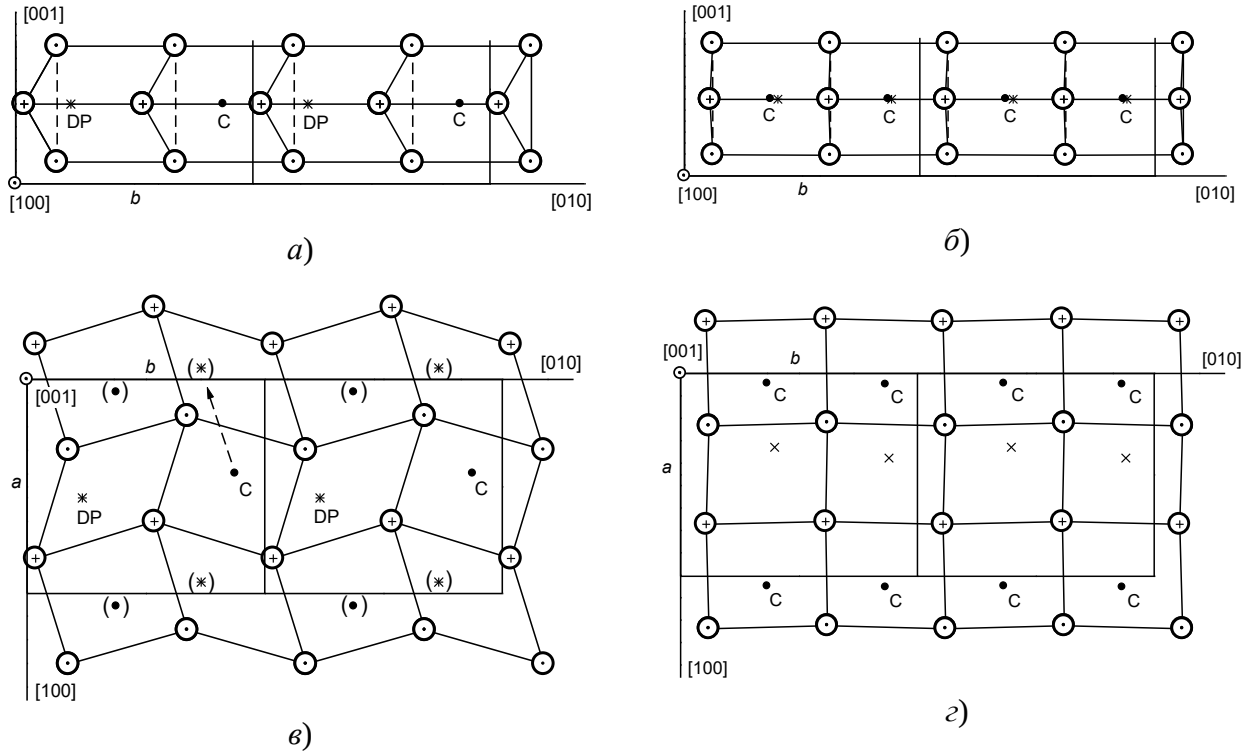


Рис. 1. Стабильное расположение атомов в структуре цементита.
а, *б* — проекция на плоскость (100); *в*, *г* — проекция на плоскость (001).
а, *в* — все атомы С расположены в НП порах; *б*, *г* — один из четырёх атомов С перемещён в ИП пору (направление перемещения показано стрелкой на рис. *в*).
Показана только нижняя половина элементарной ячейки ($z \le c/2$), в которой находится перемещённый атом С. DP — положения ИП пор, С — положения атомов углерода.
Крестиками на рис. *б*, *г* отмечены положения вновь возникших призматических пор

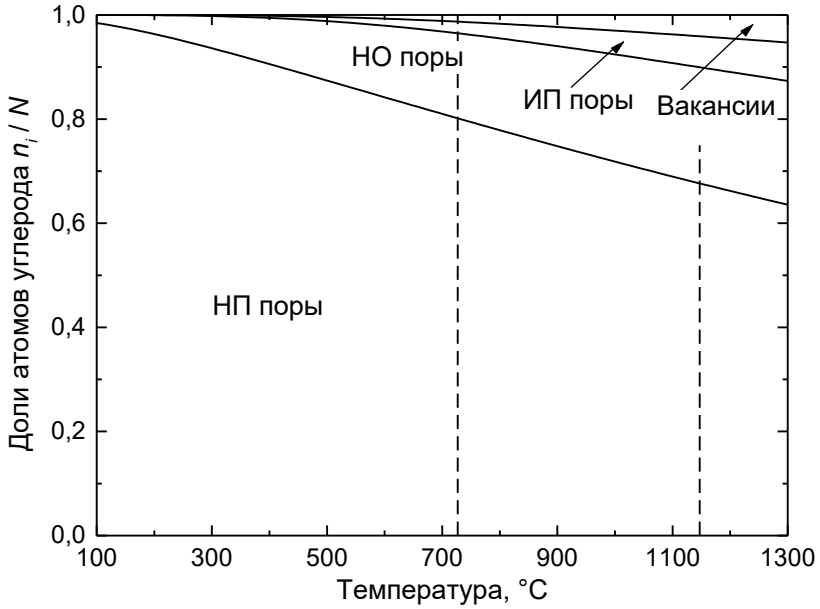


Рис. 2. Результаты расчёта равновесных долей атомов углерода в НП, НО и ИП порах и углеродных вакансий при различных температурах

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. — Новосибирск: ВО «Наука», 1993. — 280 с.
2. Цементит в углеродистых сталях: коллективная монография / под ред. акад. В.М. Счастливцева. — Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2017. — 380 с.
3. Батаев А.А., Батаев И.А., Эмурлаев К.И., Головин Е.Д. Особенности тонкого строения перлита в железоуглеродистых сплавах. // ФММ, 2024, т. 125, № 7, с. 867–897. DOI: 10.31857/S0015323024070097, EDN: JRFKPV
4. Verkhovykh A.V., Okishev K.Yu., Mirzoev A.A., Dyuryagina N.S. First-principles calculation of possible carbon positions over cementite lattice. // Letters on Materials, 2022, v. 12, no. 2 (46), pp. 131–136. DOI: 10.22226/2410-3535-2022-2-131-136
5. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю. О возможных положениях атомов углерода в решётке цементита. // ФММ, 2003, т. 96, № 3, с. 75–82.
6. Окишев К.Ю., Верховых А.В., Мирзоев А.А. Структура подрешёток атомов углерода и железа в цементите. // МиТОМ, 2025, № 9, с. 19–29. DOI: 10.30906/mitom.2025.9.19-29

REFERENCES

1. Tushinskiy L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. [Pearlite Structure and the Structural Strength of Steel]. Novosibirsk, VO Nauka Publ., 1993. (in Russ.)

2. [Cementite in Carbon Steels] / V.M.Schastlivtsev (Ed.). Ekaterinburg, UMTs UPI Publ., 2017. (in Russ.)
3. Bataev A.A., Bataev I.A., Emurlaev K.I., Golovin E.D. Fine structure of lamellar pearlite in iron-carbon alloys (review). // *Physics of Metals and Metallography*, 2024, v. 125, no. 7, pp. 762–789. DOI: 10.1134/S0031918X24600878
4. Verkhovykh A.V., Okishev K.Yu., Mirzoev A.A., Dyuryagina N.S. First-principles calculation of possible carbon positions over cementite lattice. *Letters on Materials*, 2022, v. 12, no. 2 (46), pp. 131–136. DOI: 10.22226/2410-3535-2022-2-131-136
5. Schastlivtsev V.M., Yakovleva I.L., Mirzaev D.A., Okishev K.Yu. On the possible positions of carbon atoms in the cementite lattice. // *The Physics of Metals and Metallography*, 2003, v. 96, No. 3, pp. 313–320.
6. Okishev K.Yu., Verkhovykh A.V., Mirzoev A.A. [The structure of carbon and iron sublattices in cementite]. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 2025, no. 9, pp. 19–29. DOI: 10.30906/mitom.2025.9.19-29 (in Russ.)

УДК 539.371:548.55

Владислав Александрович Петраков[1*], Дмитрий Александрович Куксгаузен[1]

[1] Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

[*]*petrakov-vladislav99@yandex.ru*

ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ ОТ ОРИЕНТАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО НЕЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА FeNiCoAlTa

Исследована ориентационная зависимость эффекта памяти формы (ЭПФ) при растяжении в монокристаллическом сплаве $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ta_{2.5}$ (ат. %) с ГЦК-ОЦТ термоупругим мартенситным превращением. После старения при 973К в течении 5 часов максимальная обратимая деформация ε_{max} = 4.0% была достигнута в [001] образцах. При приложении нагрузки вдоль [011] направления наблюдается снижение ε_{max} до 3.4% и увеличение термического гистерезиса с $\Delta T_{[001]}$ = 38 К до $\Delta T_{[011]}$ = 47 К . Эти изменения связаны с выделением частиц γ’-фазы, препятствующих раздвойникованию мартенсита в [011]-образцах.

Ключевые слова: эффект памяти формы, монокристалл, мартенситное превращение, обратимая деформация, термический гистерезис, Fe-Ni-Co-Al-Ta.

Vladislav A. Petrakov, Dmitry A. Kuksgauzen

ORIENTATION DEPENDENCE OF THE SHAPE MEMORY EFFECT IN HIGH-ENTROPY NON-EQUIATOMIC FeNiCoAlTa SINGLE CRYSTALS

The orientation dependence of the shape memory effect (SME) in tension was investigated in the single-crystalline $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ta_{2.5}$ (at. %) alloy exhibiting an FCC-BCT thermoelastic martensitic transformation. After aging at 973 K for 5 hours, the maximum reversible strain ε_{max} = 4.0% was achieved in the [001] specimens. When the stress was applied along the [011] direction, a decrease in ε_{max} to 3.4% and increase in thermal hysteresis from $\Delta T_{[001]}$ = 38К to $\Delta T_{[011]}$ = 47К were observed. These changes are associated with the precipitation of γ’-phase particles that inhibit martensite detwinning in the [011] samples.

Key words: shape memory effect, single crystal, martensitic transformation, reversible strain, thermal hysteresis, Fe-Ni-Co-Al-Ta.

Эффект памяти формы (ЭПФ) является практически значимым во многих технологических областях, таких как робототехника,

© Петраков В. А., Куксгаузен Д. А.

аэрокосмическая отрасль, строительство сейсмически устойчивых зданий и т.д. Причиной ЭПФ являются термоупругие мартенситные превращения (МП). Данным эффектом обладают многие сплавы, такие как никелид титана (NiTi), сплавы на основе кобальта (CoNiGa), железа (FeNiCoAlNb, FeNiCoAlTi, FeNiCoAlTa) и другие [1].

Сплав FeNiCoAlTa испытывает ГЦК-ОЦТ термоупругое МП и демонстрирует высокую обратимую деформацию до 13.5%. Этому способствуют частицы γ'-фазы, которые не претерпевают МП и деформируются упруго, обеспечивая высокую степень обратимости [2].

Однако характеристики этого сплава, связанные с ЭПФ, в частности с ориентационной зависимостью ЭПФ, на сегодняшний день остаются недостаточно исследованными.

В работе ставилась задача исследовать ориентационную зависимость ЭПФ при деформации растяжением состаренных при 973К в течении 5 часов монокристаллов сплава $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ta_{2.5}$ (ат. %). После старения материал содержит частицы γ'-фазы размером 8 нм с объемной долей 20% [3].

Теоретическая оценка ориентационной зависимости ЭПФ при растяжении показывает, что при отсутствии частиц γ'-фазы в [001]-ориентации деформация решетки при МП ε_0 = 8.7% и вклад раздвойникования равен нулю из-за отсутствия сдвиговых напряжений в системах трансформации двойников <111>{112}, поэтому изменения тонкой двойниковой структуры мартенсита не происходит. В [011]-ориентации мартенсит, возникающий под нагрузкой, может содержать двойники и деформация, связанная с образованием сдвойникованного мартенсита $\varepsilon_{сдв}$ = 4.1%, а при полном раздвойниковании мартенсита получается монокристалл ОЦТ мартенсита и ε_0 = 8.7%.

Если предположить, что частицы γ'-фазы диаметром 8 нм и объемной долей 20% не испытывают сами мартенситных превращений, то, согласно правилу смеси, для композитного материала:

$$\varepsilon_{ком} = \varepsilon_0(1 - f). \quad (1)$$

Здесь $\varepsilon_{ком}$ – ЭПФ в сплаве с частицами, ε_0 – деформация превращения в сплаве без частиц, f – объемная доля частиц. Теоретические значения $\varepsilon_{ком}$ с учетом частиц, которые не испытывают МП дают для [001]-ориентации $\varepsilon_{ком([001])}$ = 6.96%, для сдвойникованного мартенсита в [011]-ориентации $\varepsilon_{сдв([011])}$ = 3.28%, для раздвойникованного мартенсита $\varepsilon_{раздв([011])}$ = 6.96%.

Испытания проводились на монокриталлах $Fe_{41}Ni_{28}Co_{17}Al_{11.5}Ta_{2.5}$ (ат. %), выращенных методом Бриджмена из заготовок, полученных путем плавки чистых элементов в инертной газовой среде. Ориентация кристаллов вдоль направлений [001] и [011] была определена при помощи дифрактометра Дрон-3М. Кристаллы гомогенизировали при температуре 1573 К в течение 28 часов в среде аргона с последующей закалкой в воду.

Затем накладывалось старение при температуре 973 К в течении 5 часов для выделения частиц γ’-фазы диаметром d ~ 8 нм. Испытания ЭПФ в циклах охлаждение-нагрев под постоянной нагрузкой проводились на специально сконструированной установке.

В ходе исследований было показано, что прослеживается четкая зависимость ЭПФ от направления прикладываемой нагрузки. Как следует из данных, представленных на рис. 1, значения обратимой деформации ($\varepsilon_{об}$) и максимальной полученной в ходе эксперимента обратимой деформацией (ε_{max}) достигали больших значений при прикладывании нагрузки вдоль направления [001]. Так, при одной и той же нагрузке σ = 200 МПа, $\varepsilon_{об([001])}$ = 2.3%, а $\varepsilon_{об([011])}$ = 0.4%. При σ = 400 МПа для [001]-направления и σ = 450 для [011] направления были получены максимальные значения $\varepsilon_{max[001]}$ = 4% и $\varepsilon_{max[011]}$ = 3.4%. При последующем повышении нагрузки образцы разрушались.

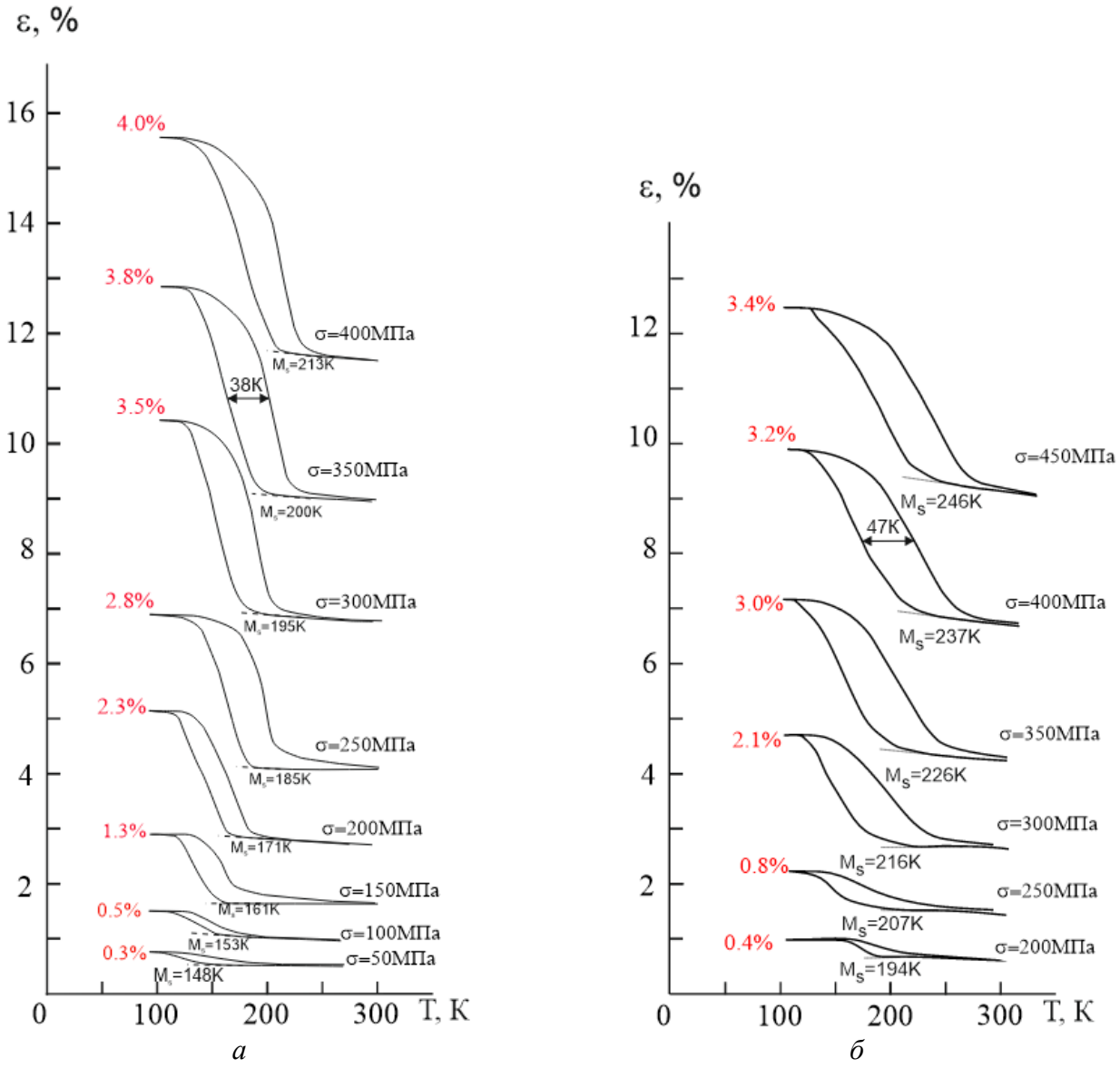


Рис. 1. Зависимость ε(T) монокристаллического сплава FeNiCoAlTa в циклах охлаждение-нагрев под постоянной растягивающей нагрузкой вдоль ориентации [001] (а) и [011] (б).

Видно, что в [001]-кристаллах экспериментальные значения ЭПФ $\varepsilon_{эк}$ оказываются меньше, чем теоретически оцененные значения деформации превращения $\varepsilon_{ком([001])} = 6.96\%$ и $\varepsilon_{ком([011])} = 4\%$. Эта разница может быть связана с взаимодействием вариантов мартенсита друг с другом, что приводит к неполному завершению ГЦК-ОЦТ МП.

В [011] $\varepsilon_{эк} = 3.4\%$, что оказывается близко к теоретической оценке $\varepsilon_{ком([011])}$ при образовании сдвойникованного мартенсита $\varepsilon_{сдв} = 3.28\%$ и меньше, чем для раздвойникованного мартенсита $\varepsilon_{раздв} = 6.96\%$. Можно предположить, что в [011]-кристаллах ЭПФ связан с образованием сдвойникованного мартенсита, а раздвойникование затруднено за счет выделения частиц γ'-фазы.

Также из полученных данных установлена ориентационная зависимость температурного гистерезиса $\Delta T = M_s - A_s$ (здесь M_s – температура начала прямого МП, A_s – температура начала обратного МП). Видно, что ΔT в [011]-кристаллах значительно больше, чем в [001]-ориентации. Согласно термодинамике развития термоупругих МП, если $A_s < M_s$, то $\Delta G_{упр} > 2\Delta G_{дисс}$. Здесь $\Delta G_{упр}$, $\Delta G_{дисс}$ соответственно, изменение упругой и рассеяной энергии при МП. Следовательно, $\Delta G_{упр}$ в [011]-кристаллах превышает $\Delta G_{упр}$ в [001] кристаллах при близких значениях $\Delta G_{дисс}$.

На рис. 2 представлена зависимость критических напряжений $\sigma_{кр}$ от температуры (T_{Ms}) начала мартенситного превращения под нагрузкой для [001] и [011] ориентаций.

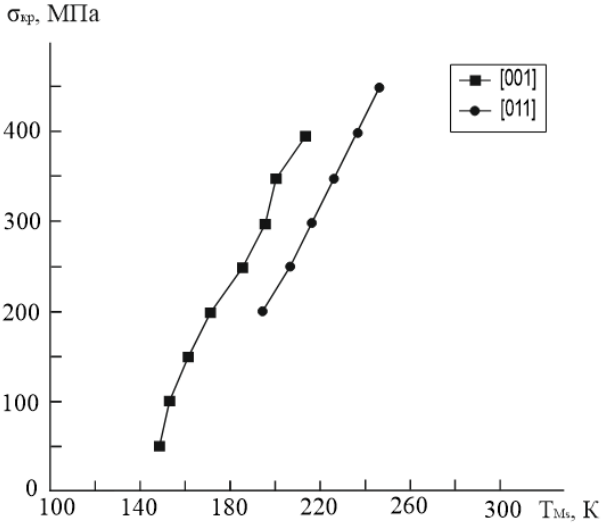


Рис. 2. Зависимость критических напряжений начала МП $\sigma_{кр}$ от температуры T_{Ms} начала мартенситного превращения под нагрузкой.

Анализируя эти данные можно сделать вывод, что зависимость $\sigma_{кр}$ от T_{Ms} оказывается близкой к линейной зависимости и описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса [4]:

$$\frac{d\sigma_{кр}}{dT} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon_0} = \alpha, \quad (2)$$

Здесь ΔH, ΔS – изменение энтальпии и энтропии на единицу объема при ГЦК-ОЦТ МП, ε_0 – деформация превращения, T_0 – температура равновесия аустенита и мартенсита. Оценки показали, что $\alpha = \frac{d\sigma}{dT}$ имеет близкие значения: $\alpha_{[001]} \approx 5.5$ МПа/К, $\alpha_{[011]} \approx 4.8$МПа/К, что определяется вкладом $\varepsilon_{сдв}$ в [001]- и [011]-направлениях и затруднением раздвойникования в [011]-направлении из-за влияния частиц γ’-фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 25-19-00024, https://rscf.ru/project/25-19-00024/.

REFERENCES

1. Otsuka K. Shape memory materials / K. Otsuka, C. M. Wayman, Cambridge University press, 1998. 284 p.
2. Tanaka Y. Ferrous polycrystalline shape memory alloy showing huge superelastisity / Tanaka Y. [et al.] // Science. 2010. Vol. 327. C. 1488−1490. https://doi.org/ 10.1126/science.1183169
3. Ma J. Shape memory behavior and tension-compression asymmetry of a FeNiCoAlTa single-crystalline shape memory alloy / J. Ma [et al.] // Acta Materialia. 2012. Vol. 60, No. 5. P. 2186–2195. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.047
4. Otsuka K. Mechanism of the shape memory effect in martensitic alloys / K. Otsuka, A. Saxena, J. Deng [et al.] // Phil. Mag. 2011. Vol. 91, No. 36. P. 4514–4535. https://doi.org/10.1080/14786435.2011.608735.

УДК 539.23

Ярослав Анатольевич Пешков[1*], Сергей Александрович Ивков[1], Иван Сергеевич Бузов[1], Евгений Сергеевич Керсновский[1], Иван Васильевич Польшин[1], Андрей Игоревич Чукавин[2], Александр Викторович Ситников[3], Юрий Алексеевич Юраков[1], Константин Александрович Барков[1]

[1]Воронежский государственный университет, г. Воронеж, Россия

[2]Удмуртский федеральный исследовательский центр Уральского отделения Российской академии наук, г. Ижевск, Россия

[3]Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж, Россия

[*]*tangar77@mail.ru*

МОРФОЛОГИЯ ТОНКИХ ПЛЁНОК СПЛАВА ПСЕВДО-ГЕЙСЛЕРА Fe_xSi_{1-x}

Мы исследовали влияние атомного состава на морфологию тонких плёнок сплава псевдо-Гейслера Fe_xSi_{1-x} (x=0.45–0.75), полученных ионно-лучевым распылением. Пленки были изучены методами рентгеновской дифракции, рефлектометрии и фотоэлектронной спектроскопии. Согласно результатам анализа кристаллической и электронной структур образцов установлено, что независимо от значения x формируется аморфный сплав. Моделирование кривых рентгеновской рефлектометрии позволило определить толщину и плотность слоя Fe_xSi_{1-x}. Обнаружено, что при $x\geq0.58$ в пленках преимущественно формируется фаза кубической гранецентрированной решётки (Fe_3Si).

Ключевые слова: сплавы Гейслера, спиновая поляризация, аморфная структура, электронная структура, тонкие плёнки, рентгеновская рефлектометрия, ионно-лучевое распыление.

Yaroslav A. Peshkov, Sergey A. Ivkov, Ivan S. Buzov, Evgeni S. Kersnovsky, Ivan V. Polshin, Andrey I. Chukavin, Alexander V. Sitnikov, Yuri A. Yurakov, Konstantin A. Barkov

MORPHOLOGY OF PSEUDO-HEUSLER Fe_xSi_{1-x} ALLOY THIN FILMS

This study investigates the influence of atomic composition on the morphology of thin films of the pseudo-Heusler alloy Fe_xSi_{1-x} (x=0.45–0.75) prepared by ion-beam sputtering. The films were characterized by X-ray diffraction, reflectivity, and photoelectron spectroscopy. Analysis of the crystal and electronic structures revealed that an amorphous alloy forms, regardless of the x value. The thickness and density of the Fe_xSi_{1-x} layer were determined by fitting the X-ray reflectivity curves. For $x\geq0.58$, a face-centered cubic phase (Fe_3Si) was found to predominantly form in the films.

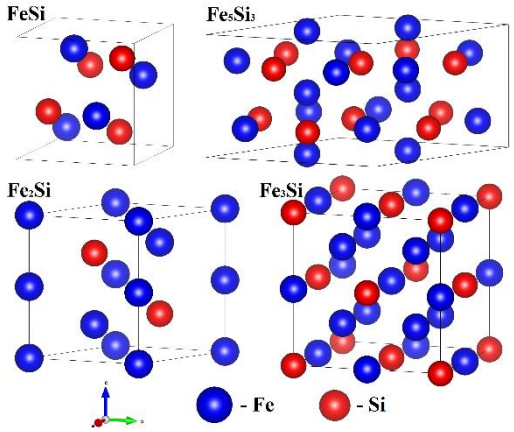
© Пешков Я. А., Ивков С. А., Бузов И. С., Керсновский Е. С., Польшин И. В., Чукавин А. И., Ситников А. В., Юраков Ю. А., Барков К. А.

Key words: Heusler alloys, spin polarization, amorphous structure, electronic structure, thin films, X-ray reflectivity, ion beam sputtering.

Разработка устройств спинтроники, таких как магниторезистивная оперативная память, спиновый транзистор и спин-поляризованный сканирующий туннельный микроскоп, сопряжена со значительными трудностями. Главная из них — отсутствие эффективного источника спин-поляризованного тока [1]. Вследствие этого усилия многих научных групп по всему миру направлены на поиск материала, пригодного для использования в качестве ферромагнитного электрода. Широко используемый сегодня аморфный сплав $Co_{40}Fe_{40}B_{20}$, обладающий 65% спиновой поляризацией (P) на уровне Ферми [2], уже не позволяет достигать необходимых значений туннельного магнетосопротивления. С другой стороны, структурные дефекты в кристаллических тонких пленках сплавов Гейслера не позволяют добиться теоретически предсказанной полуметалличности. Альтернативой кристаллическим могут быть аморфные сплавы Гейслера. В частности, тонкая пленка аморфного бинарного сплава «псевдо-Гейслера» Fe_xSi_{1-x} при x=0.65 имеет значение P=70% [3]. Для сравнения, поликристаллический стехиометрический сплав Fe_3Si обладает P=(45±5)% [4]. Поэтому изучение механизмов аномального роста значения P в аморфных сплавах псевдо-Гейслера Fe_xSi_{1-x} позволит раскрыть фундаментальные взаимосвязи атомного строения, кристаллической и электронной структуры с электротранспортными свойствами подобных соединений. В данной работе мы исследуем влияние элементного состава на морфологию серии тонких плёнок Fe_xSi_{1-x}.



а, б

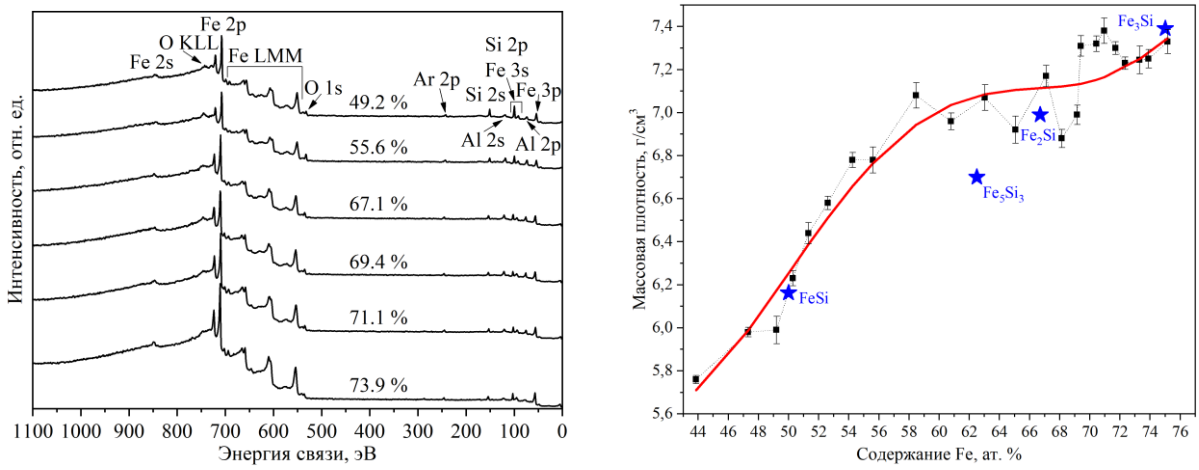


в

Рис. 1. Распыляемая составная мишень, состоящая из пластины Fe с накладками Si (*а*); принципиальная схема тонких пленок Fe_xSi_{1-x} (*б*); элементарные ячейки соединений Fe-Si: FeSi, Fe_5Si_3, Fe_2Si и Fe_3Si (*в*)

Серия тонких плёнок Fe_xSi_{1-x} была изготовлена за один технологический цикл ионно-лучевым распылением составной мишени Fe-Si при давлении в рабочей камере ~5×10^{-4} Торр. Распыляемая мишень

состояла из пластины Fe с различно расположенными накладками Si для варьирования параметра *x* (рис. 1, а). В качестве подложки использовалась неподогреваемая пластина монокристалла Si (100) с буферным слоем SiO_2. Слой SiO_2 предназначался для дополнительной аморфизации тонкой пленки и предотвращения межфазных взаимодействий на интерфейсе пленка-подложка. Для предотвращения окисления компонентов пленки был нанесен поверхностный слой Al толщиной ~9 нм (рис. 1, б). Кристаллическую структуру серии Fe_xSi_{1-x} исследовали с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-4-07 (CuK_α). Атомный состав и электронное строение пленок определялись рентгеновской фотоэлектронной спектроскопией (XPS) на спектрометре SPECS с использованием источника рентгеновского излучения MgK_α (1253.64 эВ). Толщина и массовая плотность тонких плёнок определялись путём моделирования экспериментальных кривых рентгеновской рефлектометрии (XRR), полученных на дифрактометре ДРОН-8Т [5].



а *б*

Рис. 2. Обзорные XPS спектры серии Fe_xSi_{1-x} с различным значением *x* (*а*); влияние относительного содержания Fe на массовую плотность сплава (*б*)

Данные рентгеновской дифракции демонстрируют аморфное состояние тонких пленок сплава Fe_xSi_{1-x}, что является необходимым условием для высокого значения спиновой поляризации на уровне Ферми. Следует отметить, что система Fe-Si может образовывать соединения различной стехиометрии в зависимости от атомного состава (рис. 1, *в*): $FeSi_2$, FeSi, Fe_5Si_3, Fe_2Si и Fe_3Si [6]. Для определения атомного состава пленок была использована деконволюция обзорных XPS спектров с помощью программного пакета *KherveFitting*. Результаты моделирования спектров иллюстрируют, что удалось изготовить серию тонких пленок сплава Fe_xSi_{1-x} с параметром *x* от 0.45 до 0.75 ат. % (рис. 2, *а*).

С помощью моделирования XRR-кривых были определены толщина и плотность слоёв сплава. Вследствие технологических особенностей установки ионно-лучевого распыления толщина тонких пленок изменялась

в диапазоне 95–209 нм в зависимости от *x*. Массовая плотность тонкой пленки аморфного сплава Fe_xSi_{1-x} изменяется немонотонно. На участке x=0.45–0.58 плотность растет почти линейно (рис. 2, *б*). Кроме того, при x=0.5 плотность пленки близка к плотности кристаллического FeSi [7]. После прохождения точки x=0.58 значение плотности достигает плато, независимо от дальнейшего увеличения *x*. При этом плотность пленки существенно выше плотности кристаллических соединений Fe_5Si_3 и Fe_2Si, что нехарактерно для аморфных сплавов, массовая плотность которых обычно ниже плотности кристаллических материалов того же химического состава [8]. При $x\geq0.7$ плотность образцов близка к плотности кристаллического стехиометрического Fe_3Si. Исходя из XRR-данных, можно сделать вывод о преимущественном формировании кубической гранецентрированной решетки (Fe_3Si, *Fm-3m*, 225) в тонких пленках сплава псевдо-Гейслера Fe_xSi_{1-x} при $x\geq0.58$. Причем атомы Si встраиваются в элементарную ячейку, занимая позиции недостающих атомов Fe.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-10294.

REFERENCES

1. Felser C. Heusler Alloys: Properties, Growth, Applications. Springer Series in Materials Science, vol. 222 / C. Felser, A. Hirohata. Switzerland: Springer International Publishing, 2016. 486 P. https://doi.org/10.1007/978-3-319-21449-8.
2. Huang S. X. Spin polarization of amorphous CoFeB determined by point-contact Andreev reflection / S. X. Huang, T. Y. Chen, C. L. Chien // Appl. Phys. Lett. 2008. V. 92. № 24. P. 242509. https://doi.org/10.1063/1.2949740.
3. Karel J. Enhanced spin polarization of amorphous Fe_xSi_{1-x} thin films revealed by Andreev reflection spectroscopy / J. Karel [et al.] // Phys. Rev. Mater. 2018. V. 2. P. 064411. https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.2.064411.
4. Ionescu A. Structural, magnetic, electronic, and spin transport properties of epitaxial Fe_3Si/GaAs(001) / A. Ionescu [et al.] // Phys. Rev. B. 2005. V. 71. P. 094401. https://doi.org/10.1103/PhysRevB.71.094401.
5. Glavic A. *GenX 3*: the latest generation of an established tool / A. Glavic, M. Björck // J. Appl. Crystallogr. 2022. V. 55. № 4. P. 1063−1071. https://doi.org/10.1107/S1600576722006653.
6. Gražulis S. Crystallography Open Database – an open-access collection of crystal structures / S. Gražulis [et al.] // J. Appl. Crystallogr. 2009. V. 42. № 4. P. 726−729. https://doi.org/10.1107/S0021889809016690.
7. Horton M. K. Accelerated data-driven materials science with the Materials Project / M. K. Horton [et al.] // Nature Materials. 2025. V. 24. P. 1522–1532. https://doi.org/10.1038/s41563-025-02272-0.
8. Suzuki K. Amorphous metals / K. Suzuki, H. Fujimori, K. Hashimoto. M.: Metallurgy, 1987. 328 P.

УДК 669-1;548-1

Андрей Анатольевич Редикульцев[1*], Михаил Львович Лобанов[1,2], Мария Александровна Зорина[1]

[1]Уральский федеральный университет им. первого Президента РФ Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

[2]Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

**a.a.redikultsev@urfu.ru*

ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ В ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ С РАЗЛИЧНЫМИ ТИПАМИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Аннотация: В работе приведены исследования влияния специальных и кристаллографически обусловленных границ на формирование текстуры и ее наследственность в металлических материалах с различными типами структурных и фазовых превращений на технологических этапах их производства. Представленные результаты показывают принципиальную роль специальных границ в процессах текстурных преобразований в металлах и сплавах, как «генов» – носителей структурно-текстурной наследственности. Сформулирована гипотеза о единстве кристаллографических механизмов всех структурных и фазовых превращений.

Ключевые слова: деформация, рекристаллизация, кристаллографическая текстура, структурно-текстурная наследственность, ориентационная микроскопия (EBSD), специальные и кристаллографически обусловленные границы

Andrey A. Redikultsev, Mikhail L. Lobanov, Maria A. Zorina

AlN PARTICLES EVOLUTION SIMULATION IN A Fe-3% Si TECHNICAL ALLOY STRIP DURING ISOTHERMAL ANNEALING

Abstract: The article presents studies of the influence of special and crystallographically determined boundaries on the formation of texture and its heredity in metallic materials with various types of structural and phase transformations at the technological stages of their production. The presented results demonstrate the fundamental role of special boundaries in textural transformation processes in metals and alloys, acting as "genes" – carriers of structural and textural inheritance. A hypothesis is formulated regarding the unity of the crystallographic mechanisms underlying all structural and phase transformations.

© Редикульцев А.А., Лобанов М.Л., Зорина М.А.

Keywords: deformation, recrystallization, crystallographic texture, structural-textural heredity, orientation microscopy (EBSD), special and crystallographically determined boundaries

Кристаллографическая текстура является дополнительным ресурсом, позволяющим придавать изделиям улучшенный комплекс физико-химических и/или механических свойств. Однако закономерности и механизмы формирования текстуры, и ее наследственности при пластической деформации, фазовых и структурных превращениях остаются до сих пор предметом широкого обсуждения.

Значимое влияние на формирование выраженной текстуры в материалах оказывают межзеренные границы, в частности кристаллографически упорядоченные границы [1, 2]: специальные (в модели решетки совпадающих узлов – РСУ), в т.ч. двойниковые, и полуспециальные. Исходя из этого, целью настоящей работы являлось установление типов специальных и кристаллографически обусловленных границ в металлах и сплавах, на которых начинаются структурные и фазовые превращения, и которые, определяют направленность превращений (ограничивают количество возможных ориентаций), то есть являются носителями («генами») структурно-текстурной наследственности.

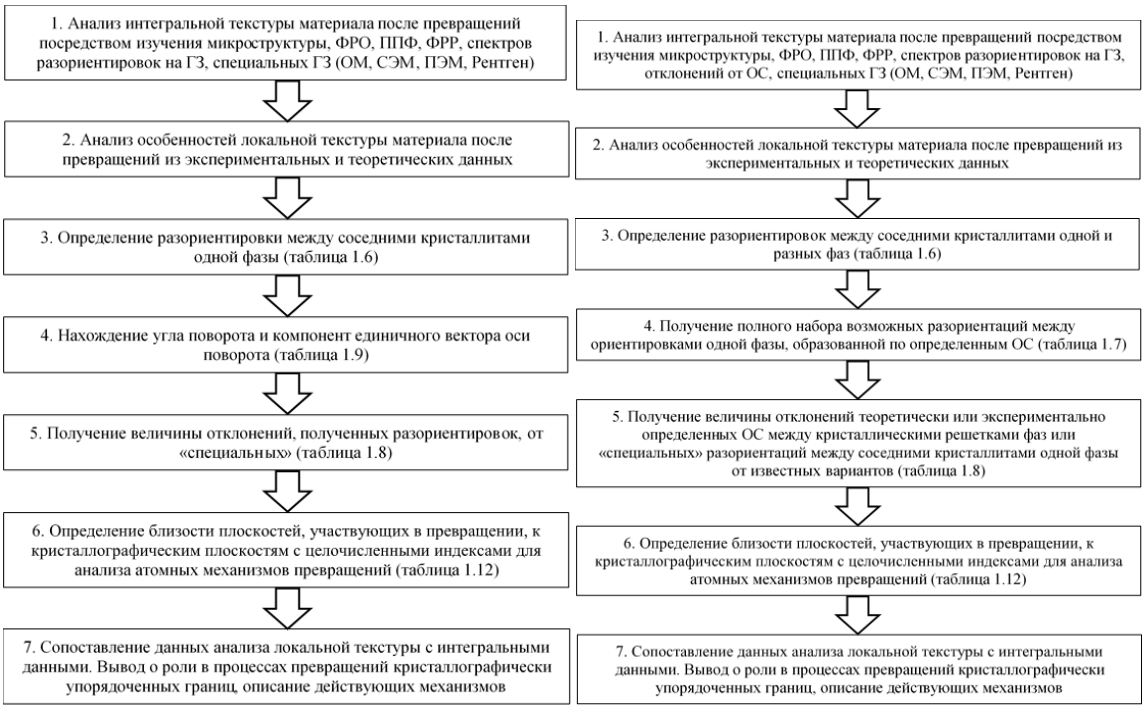
В настоящей работе анализ механизмов формирования текстуры с использованием единого подхода (рис. 1), продемонстрирован на примере металлических материалов с различными типами структурных и фазовых превращений на технологических этапах их производства (рекристаллизация в сплавах с ГЦК- и ОЦК-решетками, фазовые превращения ГЦК→ОЦК).

В качестве примера влияния специальных и кристаллографически обусловленных границ на механизмы формирования текстуры в материалах с ГЦК-решеткой приведены результаты исследования трубы из сплава алюминия с магнием (~ 6 мас. %), изготовленной методом горячего прессования (рис. 2). Тепловой режим прессования: температура контейнера 420°С, прессового инструмента 250-400°С, температура нагрева слитка перед прессованием 470°С.

Показано, что в процессе формирования текстуры при динамической рекристаллизации важную роль играют особые (специальные и «полуспециальные») границы зерен. Это выражается в том, что: 1) возникающие при первичной рекристаллизации в кристаллитах с локальной деформационной ориентировкой {h,-h,k} <110> зерна, имеют с ней участки специальных границ одного семейства Σ9, Σ19a, Σ27a, Σ33a; 2) кристаллиты с локальными деформационными ориентировками {100}<001>, {110}<001>, и {110}<112>, {112}<111>, при рекристаллизации переходящие друг в друга, имеют друг с другом участки

специальных границ с низкой плотностью совпадающих узлов ($\Sigma n > 30$) и высокоиндексными осями поворота.

На рис. 3 представлены результаты исследования кристаллографических особенностей γ-α-превращения в аустенитных нержавеющих сталях Х18Н9 и 10Х18Н10Т после длительной эксплуатации при повышенных температурах и радиационного облучения. Показана выраженная кристаллографическая направленность распада, инициированная исходными ориентировками зерен аустенита и действием напряжений, направленных нормально к поверхности изделия.



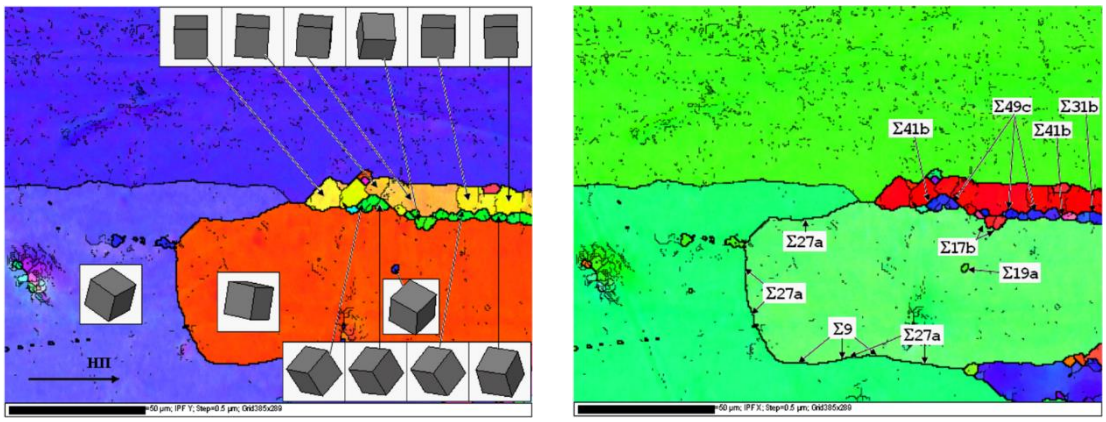
а *б*

Рис. 1 Последовательность решения задач по исследованию механизмов формирования текстуры и ее наследственности при структурных (а) и фазовых (б) превращениях

Установлено, что зарождение зерен α-фазы происходит преимущественно на границах РСУ Σ3 (двойниковых когерентных) между зернами аустенита, что определяет их однозначную кристаллографическую ориентацию (рис. 3). Предложен механизм, объясняющий зарождение α-фазы на границах γ-фазы, которые имеют углы разориентации из полного набора возможных углов между ориентировками α-фазы, образованными по ОС. Зафиксировано, что фазовое превращение лучше описывается ОС Гренингера-Трояно.

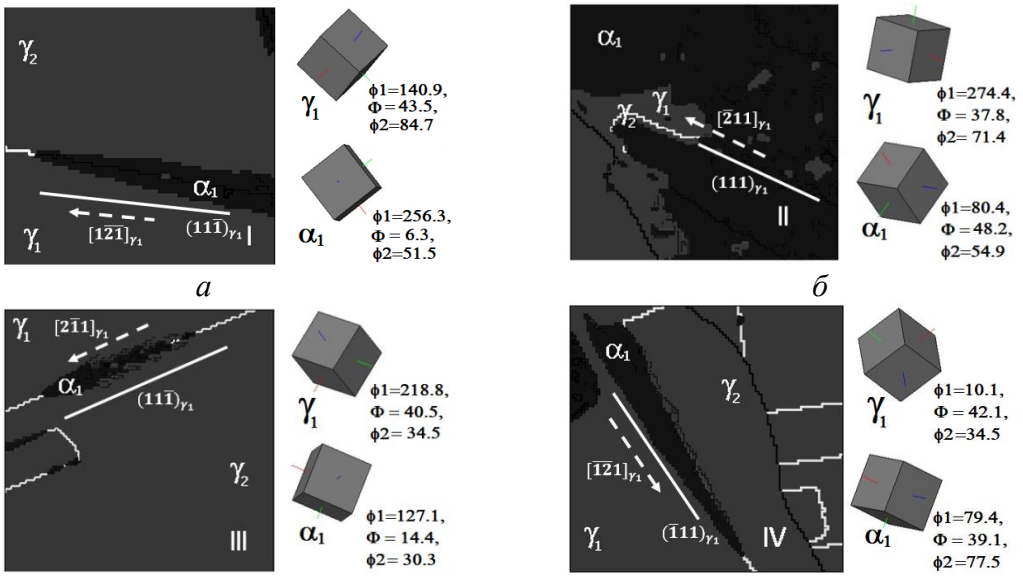
Вторичная рекристаллизация (ВР) является процессом, происходящим в особых условиях при термической обработке металлов и сплавов, который может кардинально изменять их функциональные свойства. Однако до настоящего времени общепризнанной теории вторичной рекристаллизации не существует.

Исследования областей кристалла сплава Fe-3%Si (электротехническая анизотропная сталь [3, 4]), где аномально выросшие кристаллиты соседствовали с кристаллитами, выросшими по механизму нормального роста, показали, что ориентировки вторичной рекристаллизации могут быть представлены квартетом ориентаций близких к {521}<012>, связанным с исходной ориентировкой Госса поворотом вокруг осей [011], [01$\bar{1}$], [101] и [10$\bar{1}$] на углы ~ 30° (рис. 4).



а *б*

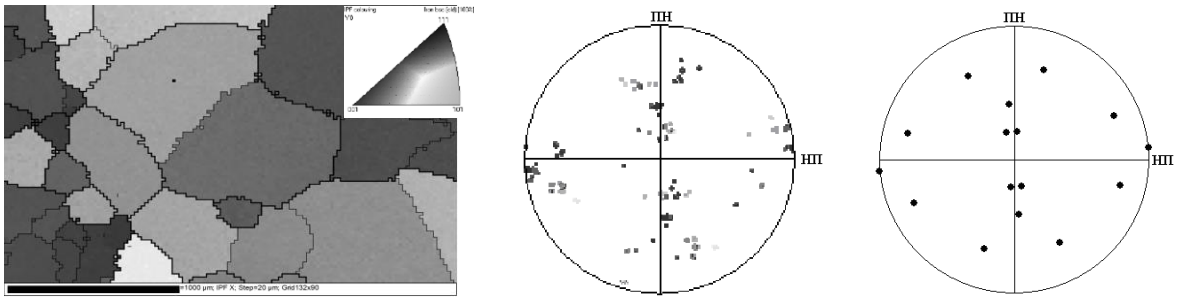
Рис. 2 Ориентации локальных областей, выявленные сканирующей электронной микроскопией с использованием EBSD на шлифе с поверхности образца из сплава АМг6 после горячей деформации (начало рекристаллизации). а – ориентационная карта по первому углу Эйлера с пространственным изображением элементарных кубических ячеек кристаллической решетки отдельных зерен и локальных областей; б – ориентационная карта с указанием участков специальных границ.



в *г*

Рис. 3 Кристаллография зарождения α-фазы на Σ3-границах γ-фазы в стали Х18Н9: а-г – области с обозначением следов плоскостей (сплошная линия) и направлений (прерывистая линия), участвующих в превращении (слева), и ориентаций кристаллической решетки фаз относительно системы координат образца в виде элементарных кубических ячеек и углов Эйлера (справа).

Строгая кристаллографическая связь между исходной и конечными ориентировками зерен позволяет утверждать, что формирование зародышевых центров аномального роста в матрице с однокомпонентной текстурой {110}<001> может быть объяснено наличием специальных разориентаций. При этом в локальных областях образца ведущую роль могут играть различные специальные разориентации с осью типа <110> и близкими углами поворота: Σ9, Σ19a, Σ27a, и Σ33a.



а *б* *в*

Рис. 4. Ориентационная карта и экспериментальные, и расчетные прямые полюсные фигуры {100} образца технического сплава Fe-3%Si после высокотемпературного отжига.
а – изображение в отраженных электронах; б – экспериментальная прямая полюсная фигура (ППФ), в – расчетная ППФ.

Таким образом, в проведенных исследованиях показано, что Фазовые и структурные превращения начинаются на специальных или кристаллографически обусловленных границах (не обязательно РСУ), количество которых сравнительно мало (<10), и определяется величиной и направленностью межатомных связей. Фрагменты границ, имеющих кристаллографически упорядоченное строение, являются зародышами при фазовых и структурных превращениях.

Благодарности. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00683, https://rscf.ru/project/25-19-00683/.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Роль специальных границ при структурных и фазовых превращениях в металлах и сплавах. 1. Деформация и рекристаллизация / Редикульцев А.А., Зорина М.А., Пастухов В.И., Лобанов М.Л. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2025. – №9 (843). – С. 6-11.
2. Роль специальных границ при структурных и фазовых превращениях в металлах и сплавах. 2. Фазовые превращения / Редикульцев А.А., Зорина М.А., Пастухов В.И., Лобанов М.Л. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2025. – №9 (843). – С. 12-18.
3. Механизм структурно-текстурной наследственности в электротехнической анизотропной стали. 1. Вторичная

рекристаллизация / Редикульцев А.А., Лобанов М.Л., Зорина М.А., Сацкий Д.Д. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2025. – №3 (837). – С. 3-9.

4. Механизм структурно-текстурной наследственности в электротехнической анизотропной стали. 2. Эволюция основных кристаллографических ориентировок / Редикульцев А.А., Лобанов М.Л., Зорина М.А., Сацкий Д.Д. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2025. – №3 (837). – С. 10-17.

УДК 539.371:548.55

Валентина Геннадьевна Рыжакова[1*], Анна Сергеевна Ефтифеева[1], Элеонора Ионовна Янушоните[1], Илья Дмитриевич Фаткуллин[1], Елена Юрьевна Панченко[1], Юрий Иванович Чумляков [1]

[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

[*]*ryzhakova.v@yandex.ru*

СВЕРХЭЛАСТИЧНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ОДНОКРАТНЫХ И МНОГОКРАТНЫХ ЦИКЛАХ НАГРУЗКА-РАЗГРУЗКА МОНОКРИСТАЛЛОВ $Co_{35}Ni_{35}Al_{28}Fe_2$

Исследованы закономерности развития сверхэластичности при однократных и многократных циклах «нагрузка-разгрузка» под сжимающей нагрузкой вдоль $[001]_{B2}$-направления в зависимости от температуры в монокристаллах сплава $Co_{35}Ni_{35}Al_{28}Fe_2$. Монокристаллы характеризуются широким температурным интервалом сверхэластичности от A_f ~ 323 К до ≥ 548 К с обратимой деформацией 3,3 % и механическим гистерезисом 62-87 МПа, а также демонстрируют превосходную циклическую стабильность сверхэластичности при 423 К. После циклических испытаний на межфазной (B2-γ/γ')-границе накапливаются дислокации и γ-фаза, упрочненная наноразмерными γ'-частицами, деформируется пластически за счет двойникования.

Ключевые слова: монокристаллы, мартенситное превращение, вторичная фаза, сверхэластичность, циклическая стабильность.

Valentina G. Ryzhakova, Anna S. Eftifeeva, Eleonora I. Yanushonite, Ilya D. Fatkullin, Elena Yu. Panchenko, Yuriy I. Chumlyakov

SUPERELASTICITY AT LOADING-UNLOADING CYCLES IN $Co_{35}Ni_{35}Al_{28}Fe_2$ SINGLE CRYSTALS

The evolution of superelasticity at loading/unloading along the $[001]_{B2}$-direction in compression as a function of temperature was investigated in single crystals of the $Co_{35}Ni_{35}Al_{28}Fe_2$ alloy. The single crystals exhibit temperature range of superelasticity from A_f ~ 323 K to ≥ 548 K with a reversible strain of 3.3 % and a stress hysteresis of 62-87 MPa, while also demonstrate excellent cyclic stability of superelasticity at 423 K. The dislocations accumulate at the interphase (B2-γ/γ')-boundary and the γ-phase, strengthened by nanoscale γ'-particles, is deformed plastically by twinning after cyclic testing.

Key words: single crystals, martensitic transformation, secondary phase, superelasticity, cyclical stability.

© Рыжакова В. Г., Ефтифеева А. С., Янушоните Э. И., Фаткуллин И. Д., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И.

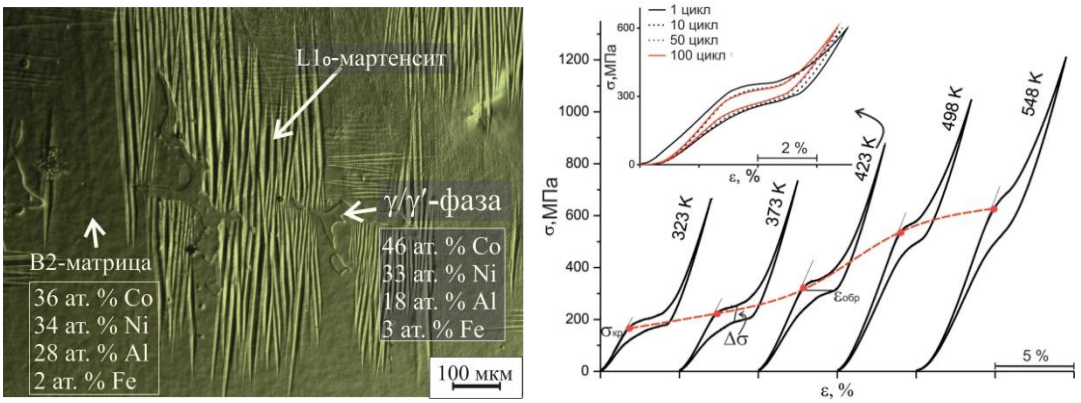
Функциональные возможности сплавов с памятью формы (СПФ) основаны на полном восстановлении неупругой деформации, проявляемой материалом при разгрузке за счет термоупругого мартенситного превращения (МП) [1]. Они находят применение в качестве демпферов, снижающих вибрации, и актюаторов, обеспечивающих точное перемещение. Ферромагнитные СПФ на основе доступных по цене компонент CoNiAlFe испытывают термоупругие B2-$L1_0$ МП. Замена Co на Fe (< 9 ат. %) в сплаве CoNiAl повышает температуру Кюри и понижением температуры МП [2].

Исследования двухфазного (B2+γ/γ′)-сплава CoNiAlFe до настоящего времени ограничивались изучением поликристаллического состояния [2, 3]. Для достижения максимального ресурса деформации при МП и выяснения закономерностей проявления функциональных свойств необходимы исследования на монокристаллах. Монокристаллы позволят создать условия для роста ориентированного мартенситного варианта под нагрузкой во всем объеме материала, не содержащего границ зерен. Однако развитие МП под нагрузкой и функциональных свойств (эффект памяти формы и сверхэластичность (СЭ)) в монокристаллах (B2+γ/γ′)-сплава CoNiAlFe не изучались. Также остается открытым вопрос циклической стабильности функциональных свойств монокристаллов такого сплава. Таким образом, целью данной работы является выяснение закономерностей развития МП при однократных и многократных циклах «нагрузка-разгрузка» под действием сжимающих напряжений в монокристаллах (B2+γ/γ')-сплава $Co_{35}Ni_{35}Al_{28}Fe_2$ (ат. %).

Монокристаллы сплава $Co_{35}Ni_{35}Al_{28}Fe_2$ для исследования были выращены методом Бриджмена. Для достижения максимальной обратной деформации и прочности ключевое значение имеет исследование монокристаллов ориентации $[001]_{B2}$, для которой характерны высокий предел текучести B2-фазы (> 700 МПа) из-за подавления дислокационного скольжения и отсутствие раздвойникования $L1_0$-мартенсита при сжатии [4, 5, 6]. Образцы размером 3*3*6 $мм^3$ вырезали на электроэрозионном станке Арта 153. После резки монокристаллы имели отклонение не более 5° от точной ориентации оси сжатия $[001]_{B2}$. Образцы гомогенизировали в течение 6,0 ч при 1623 К в среде гелия с последующей закалкой в ледяную воду. Температуры МП определяли методом измерения температурной зависимости удельного электросопротивления ρ(T). Одноосное сжатие при различной температуре проводили на электромеханической испытательной машине InstronVHS 5969. Микроструктуру монокристаллов исследовали на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) Hitachi HT-7700 (Красноярский региональный центр коллективного пользования ФИЦ КНЦ СО РАН).

При комнатной температуре монокристаллы имеют двухфазную (B2+γ/γ′)-структуру (рис., а). Аустенитная B2-матрица на основе ОЦК

решетки (a_{B2} > 0,2858 нм) содержит вторичную γ/γ′-фазу с $L1_2$-структурой (a_{L12} = 0,3572 нм) обогащенную по Co и обедненную по Al. Прямое МП происходит из B2-матрицы в тетрагональный $L1_0$-мартенсит (a_{L10} = 0,3832 нм, c_{L10} = 0,3160 нм) при охлаждении при температурах M_s = (300±2) К и M_f = (252±2) К, а обратное МП при нагреве при A_s = (268±2) К и A_f = (318±2) К. При соотношении температур начала прямого и обратного переходов $A_s < M_s$ накапливается упругая энергия, которая не релаксирует из-за высокого уровня прочностных свойств высокотемпературной B2-фазы [4, 5]. Это определяет малый температурный гистерезис ΔT = 17 К и широкие интервалы прямого и обратного превращений $\Delta_1 \approx \Delta_2$ = 48-50 К.



а *б*

Рис. Структура и механические свойства монокристаллов $Co_{35}Ni_{35}Al_{28}Fe_2$: а – изображение поверхности и химический состав фаз, б – кривые σ(ε) при одноосном сжатии вдоль $[001]_{B2}$-направления в зависимости от температуры испытания

Выше температуры A_f регистрировали зависимости нагрузки от деформации σ(ε) при одноосном сжатии вдоль $[001]_{B2}$-направления (рис., б). При каждой температуре испытания с шагом 25 К образец однократно нагружали до реализации полного прямого МП и затем разгружали. Наблюдаемые кривые σ(ε) демонстрируют СЭ в температурном интервале от A_f ~ 323 К до T ≥ 548 К, которая обусловлена термодинамической нестабильностью мартенсита напряжений при температурах выше A_f, что делает возможным обратное B2-$L1_0$ МП и полное восстановление деформации при разгрузке. Критические напряжения образования мартенсита под нагрузкой ($\sigma_{кр}$), линейно увеличиваются от 120 МПа до 605 МПа с температурой испытания в соответствии с уравнением Клаузиуса — Клапейрона [1]. Механический гистерезис Δσ незначительно изменяется с 62 до 87 МПа до T = 473 К. При T > 473 К значение Δσ резко возрастает выше 100 МПа. Рост температуры также приводит к снижению обратимой деформации ($\varepsilon_{обр}$) в 1,7 раза (от 3,3 % до 2,0 %), что объясняется увеличением упругой деформации аустенита и различием модулей упругости фаз [6].

Проведены 100 изотермических циклов «нагрузка-разгрузка» при T = 423 K (вкладка на рис., б) с амплитудой напряжения 600 МПа, достаточной для развития полного B2-$L1_0$ МП. Монокристаллы демонстрируют высокую стабильность СЭ, выдерживая n = 100 изотермических циклов без разрушения, однако наблюдается деградация параметров СЭ ($\varepsilon_{обр}$, $\Delta\sigma$, $\sigma_{кр}$) с увеличением числа циклов (рис., б). Значительные изменения параметров СЭ происходят в первых 10 повторениях. В цикле n = 10 $\sigma_{кр}$ снижается на 29 МПа, а $\Delta\sigma$ — на 23 МПа и накапливается остаточная деформация 0,3 % по сравнению с n = 1. В последующих 90 циклах параметры СЭ остаются практически стабильными. При сравнении циклов n = 11 и n = 100 изменение критических напряжений $\sigma_{кр}$ составило 11 МПа, а гистерезиса $\Delta\sigma$ – 18 МПа. За этот же количество циклов прирост необратимой деформации достиг 0,2 %. В результате, снижение критических напряжений и механического гистерезиса за 100 циклов составило 40 и 41 МПа, соответственно, при умеренном накоплении остаточной деформации (0,5 %), что указывает на отсутствие значительной циклической деградации СЭ при T = 423 K.

Проведены электронно-микроскопические исследования монокристаллов до и после циклических испытаний n = 100 при T = 423 K. Установлено, что микроструктурные изменению протекают в γ/γ'-фазе и на ее межфазной границе, в то время как на высокопрочную B2-матрицу циклы «нагрузка-разгрузка» не оказывают влияние. В B2-матрице присутствуют включения вторичной γ-фазы с объемной долей ≤ 10 % и размером ≥ 100 мкм. В γ-матрице наблюдается равномерное распределение частиц γ′-фазы размером ≤ 10-20 нм. Межфазная (B2-γ/γ')-граница является бездефектной в исходном состоянии. В то время как после 100 циклов СЭ при T = 423 K на межфазной границе образуются дислокационные скопления, которые можно рассматривать как «геометрически необходимые дефекты» для совместности деформации при МП B2-матрицы и упругой/пластической деформации γ/γ'-фазы. Внутренние напряжений, возникающие на межфазной (B2-γ/γ')-границе во время повторяющихся циклов МП под нагрузкой, приводят к пластической деформации за счет двойникования γ-фазы, которая упрочнена наноразмерными γ'-частицами, по плоскостям {111}. Это способствует релаксации внутренних напряжений во вторичной γ/γ'-фазе.

Таким образом, монокристаллы $Co_{35}Ni_{35}Al_{28}Fe_2$ с (B2+γ/γ’)-структурой демонстрируют широкий температурный интервал сверхэластичности (от A_f ~ 323 K до ≥ 548 K) и ее высокую циклическую стабильность при 423 K в течение 100 циклов «нагрузка-разгрузка» вдоль $[001]_{B2}$-направления при сжатии. Установлены структурные изменения в γ/γ'-фазе после циклических испытаний.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10093, https://rscf.ru/project/23-79-10093/

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Otsuka K. Shape Memory Materials / K. Otsuka, C. M. Wayman. // Cambridge : Cambridge University Press. 1998.
2. Luo F. Influence of Fe on martensitic and magnetic transformation of p based Co-Ni-Al alloy / F. Luo [et al.] // J. Funct. Mater. 2005. V. 36. i. 12. P. 1862–1865.
3. Chen H. Structure and Martensitic Transformation in Rapidly Solidified CoNiAlFe Alloy / H. Chen [et al.] // Metals. 2017. V. 7. Art. №473. https://doi.org/10.3390/met7110473.
4. Dadda J. Pseudoelasticity and Cyclic Stability in $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ Shape-Memory Alloy Single Crystals at Ambient Temperature / J. Dadda [et al.] // Metall. Mater. Trans. A. 2008. V. 39A. P. 2026–2039. https://doi.org/10.1007/s11661-008-9543-0.
5. Кокорин В.В. Мартенситные превращения в неоднородных твердых растворах / В.В. Кокорин. Киев: Наук. думка, 1987. 168 с.
6. Eftifeeva A. Compressive response of high-strength [001]-oriented single crystals of a $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ shape memory alloy / A. Eftifeeva [et al.] // J. Alloys Compd. 2019. V. 787. P. 963–971. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.185.

REFERENCES

1. Otsuka K. Shape Memory Materials / K. Otsuka, C. M. Wayman. // Cambridge : Cambridge University Press. 1998.
2. Luo F. Influence of Fe on martensitic and magnetic transformation of p based Co-Ni-Al alloy / F. Luo [et al.] // J. Funct. Mater. 2005. V. 36. i. 12. P. 1862–1865.
3. Chen H. Structure and Martensitic Transformation in Rapidly Solidified CoNiAlFe Alloy / H. Chen [et al.] // Metals. 2017. V. 7. Art. №473. https://doi.org/10.3390/met7110473.
4. Dadda J. Pseudoelasticity and Cyclic Stability in $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ Shape-Memory Alloy Single Crystals at Ambient Temperature / J. Dadda [et al.] // Metall. Mater. Trans. A. 2008. V. 39A. P. 2026–2039. https://doi.org/10.1007/s11661-008-9543-0.
5. Kokorin V.V. Martensitic transformations in inhomogeneous solid solutions / V.V. Kokorin. Kiev: Naukova dumka, 1987. P. 168.
6. Eftifeeva A. Compressive response of high-strength [001]-oriented single crystals of a $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ shape memory alloy / A. Eftifeeva [et al.] // J. Alloys Compd. 2019. V. 787. P. 963–971. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.185.

УДК 539.25:691.735

Алексей Эдуардович Свирид[1,2*], Владимир Григорьевич Пушин[1,2], Наталья Николаевна Куранова[1,2], Николай Артемьевич Попов [1,2]

[1]Институт физики металлов ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

[2] Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

[*]*svirid@imp.uran.ru*

ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Zn

В настоящей работе были изучены бинарные поликристаллические метастабильные (α + β)-сплавы системы Cu-(38–41) мас.% Zn с целью установления влияния легирования цинком, термо- и механоциклирования на особенности микроструктуры, термоупругих мартенситных превращений (ТМП) и функциональных свойств с использованием рентгенофазового анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, измерений электросопротивления и механических свойств. Представлены температурные зависимости электросопротивления и определены температуры начала и конца прямого и обратного мартенситного превращения в сплавах. По данным испытаний на растяжение получены механические свойства.

Ключевые слова: медные сплавы, термомеханическая обработка, горячая прокатка, термоупругие мартенситные превращения, прочность, пластичность, эффект памяти формы, диффузные эффекты, твидовый контраст.

Alexey E. Svirid, Vladimir G. Pushin, Natalia N. Kuranova, Nikolai A. Popov

THERMOELASTIC MARTENSITIC TRANSFORMATIONS AND MECHANICAL PROPERTIES OF Cu-Zn ALLOYS

In this paper, we studied binary polycrystalline metastable (α + β) alloys of the Cu-(38–41) wt.% Zn system to determine the influence of zinc alloying, thermal and mechanical cycling on the microstructure, thermoelastic martensitic transformations, and properties using X-ray diffraction analysis, transmission and scanning electron microscopy, electrical resistance, and mechanical properties. The temperature dependences of electrical resistance are presented, and the onset and end temperatures of the forward and reverse martensitic transformations in the alloys are determined. Mechanical properties are obtained from tensile tests.

© Свирид А. Э., Пушин В. Г., Куранова Н. Н., Попов Н. А.

Key words: copper alloys, thermomechanical processing, hot rolling, thermoelastic martensitic transformations, strength, plasticity, shape memory effect, diffusion effects, tweed contrast.

Благодаря ТМП сплавы отличаются комплексом одно- и многократных эффектов памяти формы (ЭПФ) и сверхупругости, благоприятными значениями предела прочности и деформации до разрушения при нагрузках и широко применяются в медицине, авиакосмической, строительной и других сферах деятельности. При этом сплавы медной группы с ЭПФ, такие как Cu-Zn, Cu-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Sn, имея относительно низкую стоимость, характеризуются высокой электро- и теплопроводностью, хорошей обрабатываемостью при изготовлении деталей и элементов конструкций с ЭПФ [1–3].

Температурные зависимости электросопротивления ρ (T) измеряли в циклах «охлаждение-нагрев-охлаждение». На рис. 1 приведены примеры зависимостей ρ (T) сплавов Cu-38 мас.%; 39.5 мас.%; 41 мас.% Zn при охлаждении до −175 °C (для сплавов Cu-38Zn и Cu-39.5Zn) и до −194 °C (для сплава Cu-41Zn) и нагреве до 50 °C (для сплавов Cu-38Zn и Cu-39.5Zn) и до 20°C (для сплава Cu-41Zn). Для сплавов Cu-39.5Zn и Cu-41Zn проведено термоциклирование через интервал ТМП (рис. 1, б, в). Установлено, что рост содержания Zn в изученных сплавах приводит к понижению критических температур ТМП и увеличению температурного гистерезиса ΔT. Отметим, что при термоциклировании через интервал ТМП с ростом числа циклов «охлаждение-нагрев» температурный гистерезис ΔT, напротив, уменьшается.

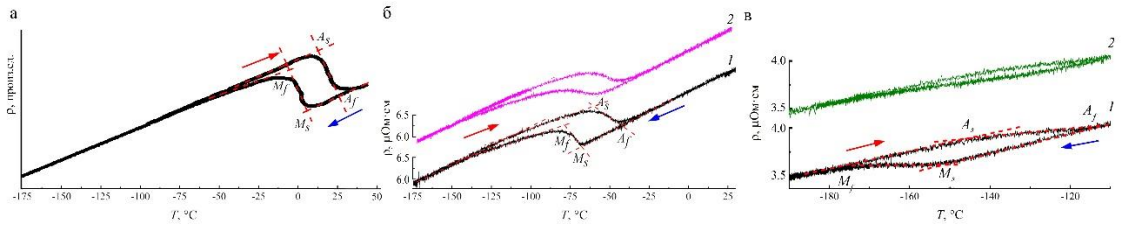


Рис. 1. Температурные зависимости электросопротивления ρ (T): Cu-38 мас.% Zn (а), 39.5 мас. % Zn (б), Cu-41 мас.% Zn (в). Чёрная линия -после одного термоцикла, цветная линия - после многократного термоциклирования

По рентгеноструктурному фазовому анализу исходных закаленных сплавов были идентифицированы две α и β фазы. Параметры элементарных ячеек кристаллических решёток варьируют в интервале 0.368–0.369 нм для α (ГЦК) и 0.294–0.2945 нм для β (ОЦК). Методами РЭМ в двухфазных (α + β)-сплавах установлено, что размер зёрен в сплавах находится в пределах от 20 до 150 мкм (рис. 2). Микроструктура характеризуется также наличием двойников и полос скольжения.

При исследованиях методами ПЭМ на светлопольных изображениях *B*2-аустенита сплава наблюдался отчетливый полосчатый твидовый дифракционный контраст (рис. 3). Погасание твидового контраста при изменении угла наклона образца отвечает условию (g × R) = 0 (где g - вектор действующего отражения в обратной решётке, R - вектор смещений в атомно-кристаллической решётке). По данным следового анализа на изображениях, полученных ПЭМ, твид в основном ориентирован вдоль кристаллографических направлений пересечения плоскостей {110} с плоскостью фольги. При этом твидовый контраст образован полосами как пересекающимися, так и одинаково направленными (рис. 3). Размеры равноосных или пластинчатых элементов тонкой структуры твида варьируются в зависимости от условий дифракции (не превышая 10 нм), но его контрастность на изображении возрастает с увеличением числа циклов.

При охлаждении и обратном нагреве после циклов ТМП становятся видны образующиеся дислокации. Дислокационная структура выявляет наличие эффекта так называемого фазового наклёпа и предпочтительных областей для зарождения и роста кристаллов при мартенситных превращениях, являющихся фазовыми переходами первого рода, сопровождаемыми объёмными эффектами превращения, и определяет эффект «тренировки» ТМП.

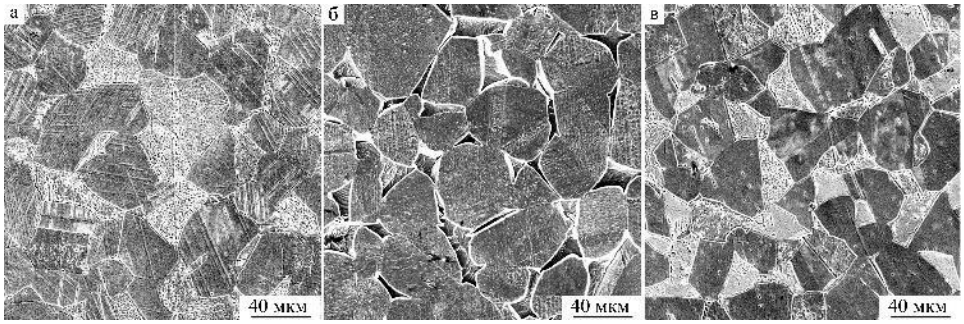


Рис. 2. РЭМ изображения зёренной структуры закаленных сплавов Cu-38 мас.% Zn (а), Cu-39.5 мас. % Zn (б), Cu-41 мас.% Zn (в)

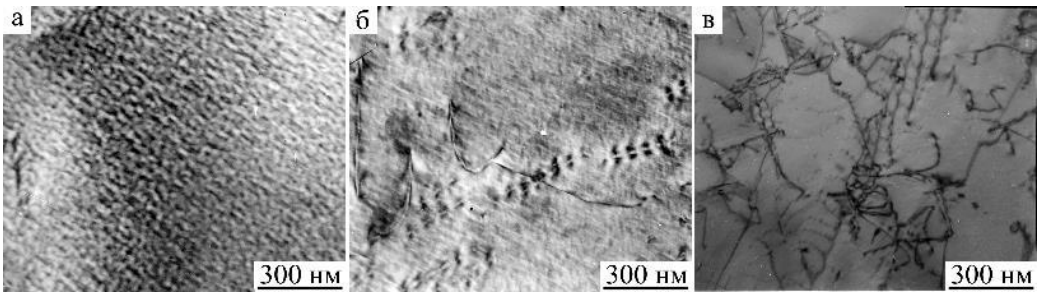


Рис. 3. Типичные ПЭМ изображения твидовой микроструктуры закаленных сплавов Cu-Zn после закалки (а), одного термоцикла (б), многократного термоциклирования (в)

Необходимо отметить, что наблюдаемый в предмартенситном состоянии неоднородный контраст характеризует особые домены, имеющие структуру, неидентичную структуре как аустенитной, так и будущих мартенситных фаз, становясь центрами зародышеобразования кристаллов мартенсита. В изучаемых сплавах может быть реализована перестройка в реальную структуру мартенсита по трем различным каналам: $\beta_2 \rightarrow \beta'_2$ (3*R*), $\beta_2 \rightarrow \beta''_2$ (9R) и $\beta 2 \rightarrow \gamma'$ (2H).

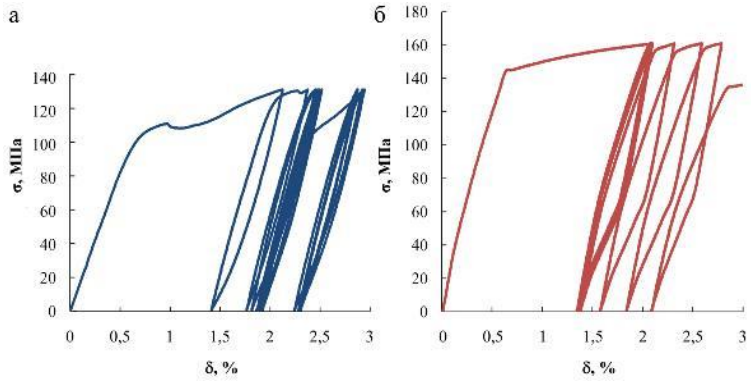


Рис.4. Концентрационная зависимость критических температур термоупругих мартенситных превращений в сплавах Cu-Zn (а), диаграммы растяжения сплава Cu-39.5 мас. %Zn (б) и Cu-41 мас. %Zn (в) с промежуточными разгрузками (до $\sigma_{0.2} \approx \sigma_м$) и последующими разгрузками при Тж/а (10 циклов).

Механические свойства сплавов измерены в механоциклических испытаниях на растяжение в аустенитном и мартенситном состояниях, в том числе при охлаждении жидким азотом (ж/а) (см. рис. 4 а, б). Испытания механических свойств при температуре (ж/а) путём многократного механоциклирования позволили обнаружить эффект сверхупругости (или, точнее, ферроупругости [2]) при криоциклах «нагрузка-разгрузка» за счёт псевдоупругой деформации при температурах, которые существенно ниже температур начала и конца ТМП.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Оцука К. Сплавы с эффектом памяти формы / М.: Металлургия, 1990. 224 с.
2. Материалы с эффектом памяти формы: Справ изд. / Под ред. В.А. Лихачева, Т.1 – 4, СПб.: Изд-во НИИХ СПбГУ, 1997, 1998.
3. Пушин В.Г. Предпереходные явления и мартенситные превращения / В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев, В.Н. Хачин Екатеринбург: УрО РАН, 1998, 368 с.

REFERENCES

1. Otsuka, K. S. Shape memory alloys / M. Metallurgy, 1990. 224 p.

2. Materials with shape memory effect: Reference publication / Edited by V.A. Likhachev, V.1 – 4, St. Petersburg.: Publishing House of the Research Institute of Agriculture of St. Petersburg State University, 1997, 1998.
3. Pushin V.G. Pre-transition phenomena and martensitic transformations / V.G. Pushin, V.V. Kondratyev, V.N. Khachin Ekaterinburg: Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 1998, 368 p.

УДК 669

***Ирина Дмитриевна Стешенко*[*], *Елена Юрьевна Панченко, Никита Юрьевич Суриков, Элеонора Ионовна Янушоните*[1]**

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

[*]*kurl.irina@yandex.ru*

ВЛИЯНИЕ ТЕРОМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВАХ $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$ С РАЗЛИЧНЫМ МЕТОДОМ ЛЕГИРОВАНИЯ

Исследовано влияние способа введения бора и низкотемпературного отжига при T = 523 K в течение 16 часов на микроструктуру и эластокалорический эффект в поликристаллах сплава $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$. Показано, что введение бора через лигатуру $Ni_{83}B_{17}$ способствует проявлению наилучших прочностных и эластокалорических свойств (σ_{max} = 1590 МПа и ΔT_{ad} = 9,3 K) за счёт распределения бора и выделения γ-фазы преимущественно по границам зерен. Отжиг при T = 523 K, 16 ч. приводит к увеличению прочности и циклической стабильности параметров сверхэластичности и эластокалорического эффекта.

Ключевые слова: микролегирование, термическая обработка, микроструктура, эластокалорический эффект, циклическая стабильность.

Irina D. Steshenko, Elena Yu. Panchenko, Nikita Yu. Surikov, Eleonora I. Yanushonite

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND ELASTOCALORIC EFFECT IN $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$ ALLOYS WITH VARIOUS ALLOYING METHODS

Effect of boron addition method and low-temperature annealing at T = 523 K for 16 h on the microstructure and elastocaloric effect in $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$ polycrystalline alloys was studied. The introduction of boron via a master alloy$Ni_{83}B_{17}$ leads to the exhibition of the best strength and elastocaloric properties (σ_{max} = 1590 MPa и ΔT_{ad} = 9,3 K) due to the distribution of boron and the precipitation of the γ-phase mainly along the grain boundaries. Annealing at T = 523 K, 16 h. leads to an increase of strength and cyclic stability of the superelasticity and elastocaloric effect parameters.

Key words: microalloying, heat treatment, microstructure, elastocaloric effect, cyclic stability.

Эластокалорический эффект (ЭКЭ) является одной из наиболее перспективных технологий твердотельного охлаждения за счёт

© Стешенко И. Д., Панченко Е. Ю., Суриков Н. Ю., Янушоните Э. И.

значительной охлаждающей способности и простоты реализации. В связи с высокой потребностью в материалах для крупномасштабных холодильных установок большой интерес для исследований ЭКЭ представляют поликристаллы сплавов Гейслера. В данных сплавах высокие значения параметра анизотропии кристалла и несовместность деформации мартенситного превращения (МП) соседних зерен приводит к растрескиванию материала в циклах нагрузка/разгрузка [1, 2]. Поэтому актуальной задачей является модификация структуры поликристаллов для улучшения параметров ЭКЭ. В данной работе представлено исследование влияния низкотемпературного отжига при T = 523 K в течение 16 часов на микроструктуру и параметры ЭКЭ в сплавах $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$ с различным способом введения бора.

Поликристаллические заготовки исследуемых сплавов $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$ (ат. %) получены методом дуговой плавки с пятикратной переплавкой в атмосфере аргона. Бор вводили в сплав различными методами: 1) через лигатуру NiB, полученную прессованием и спеканием порошков Ni и B номинального состава для получения сплава с последующей переплавкой методом дуговой плавки (далее NFGB_1); 2) через лигатуру эвтектического состава $Ni_{83}B_{17}$ (ат. %), полученную методом дуговой плавки (далее NFGB_2). Вдоль направления кристаллизации наблюдаются длинные вытянутые зерна, имеющие преимущественную $[001]_{L21}$-ориентацию. Для проведения испытаний образцы на сжатие размером 3·3·6 мм^3 вырезаны так, что ось приложения нагрузки параллельна направлению кристаллизации. Исследования поликристаллов проводились в состоянии после плавки и после низкотемпературного отжига при T = 523 K в течение 16 часов с последующим медленным охлаждением.

Исследования микроструктуры показали, что после плавки в обоих сплавах наблюдается структура $L2_1$(B2)-аустенита. По границам и внутри тела зерна присутствуют также частицы вторичных фаз: γ-фаза и τ-бориды, формирующиеся в результате микролегирования бором [3]. В сплаве NFGB_2, где бор введен через лигатуру $Ni_{83}B_{17}$, отчётливо выражена прослойка γ-фазы вдоль границ зерен, тогда как в сплаве NFGB_1 она более тонкая и прерывистая. Предполагается, что различие в структуре поликристаллов обусловлено распределением бора: в сплаве NFGB_2 бор расположен преимущественно по границам зерен в отличие от сплава NFGB_1, где бор распределен более равномерно, в том числе и в теле зерна. Это оказывает влияние и на доменную структуру сплавов: в сплаве NFGB_2 доля упорядоченной $L2_1$-фазы и размер антифазных доменов больше, чем в сплаве NFGB_1. Изменения антифазной доменной микроструктуры после отжига при 523 K не обнаружено.

Исследование развития МП в циклах охлаждение/нагрев методом дифференциальной сканирующей калориметрии показало, что величина

изменения энтальпии при обратном МП ΔH^{M-A} выше для сплава NFGB_2, что согласно формуле $\Delta T_{ad} \approx \Delta H^{M-A}/C_p$ [4] соответствует большему ресурсу величины адиабатического охлаждения при проявлении ЭКЭ. Отжиг при T = 523 K значительного влияния на температуры МП не оказывает. Наблюдаемое небольшое снижение температур может быть обусловлено релаксацией внутренних напряжений после старения. При этом наблюдается увеличение величины изменения энтальпии при обратном МП ΔH^{M-A}.

Таблица

Температуры МП и тепловые характеристики поликристаллов сплавов $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$

	M_s, K	M_f, K	A_s, K	A_f, K	C_p, Дж/(кг·K)	ΔH^{M-A}, Дж/г
NFGB_1						
После плавки	273	266	276	283	451	4,1
523 K, 16ч	272	264	276	282		4,81
NFGB_2						
После плавки	297	287	297	306	444	4,8
523 K, 16ч	296	284	295	304		5,29

Исследования для сплава NFGB_1 при $T = A_f + 40 = 323$ K и для NFGB_2 при $T = A_f + 42 = 348$ K показали, что в обоих сплавах после отжига наблюдается увеличение прочности. Предел прочности σ_{max} возрастает от 1103 МПа до 1220 МПа в сплаве NFGB_1 и от 1590 МПа до 1700 МПа в сплаве NFGB_2. Высокие значения прочности в поликристаллах NFGB_2 достигаются за счёт прослойки γ-фазы, способствующей снижению градиентов напряжений по границам зерен за счёт упругой и пластической деформации.

Экспериментально получено, что в исходном состоянии наибольшее значение $\Delta T_{ad} = 9{,}3$ K наблюдается для сплава NFGB_2 (для сплава NFGB_1 $\Delta T_{ad} = 8{,}2$ K). После отжига при T = 523 K ΔT_{ad} составляют 8,6 K для обоих сплавов. Таким образом, повышение прочности после отжига не оказывает значительного влияния на параметры ЭКЭ.

Исследования циклической стабильности сверхэластичности (СЭ) и ЭКЭ проводились на исходных и отожженных при T = 523 K поликристаллах NFGB_1 в 500 циклах нагрузка/разгрузка с заданной деформацией $\varepsilon_{зад} = 6{,}5$ %. Наибольшую деградацию демонстрируют поликристаллы после плавки: накапливается необратимая деформация 1,2 %, и величина ΔT_{ad} снижается с 6,7 до 6,3 K. В поликристаллах после отжига при повышении рабочих напряжений в цикле наблюдалось увеличение ΔT_{ad} до 7,1 K в 100 цикле, однако в дальнейшем ΔT_{ad} возвращается к исходным значениям 6,5–6,6 K. Исследование поверхности

образцов после 500 циклов показало, что большее количество и размер трещин наблюдается для образца после плавки. Предполагается, что повышение циклической стабильности обусловлено релаксацией внутренних напряжений после отжига.

Таким образом, при введении бора через лигатуру $Ni_{83}B_{17}$ сплав $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$ проявляет наилучшие эластокалорические свойства. Отжиг при T = 523 K, 16 ч. способствует улучшению прочностных свойств и циклической стабильности параметров СЭ и ЭКЭ.

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

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Sakamoto H. Fatigue and Fracture Characteristics of Polycrystalline Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys / H. Sakamoto, Y. Kijima, K. Shimizu // Transactions of the Japan Institute of Metals. 1982. V. 23. № 10. P. 585–594. https://doi.org/10.2320/matertrans1960.23.585.
2. Xu Y., Lu B., Sun W., Yan A., Liu J. Large and reversible elastocaloric effect in dual-phase $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ superelastic alloys / Y. Xu [et al.] // Applied Physics Letters. 2015. V. 106. Art. № 201903. https://doi.org/10.1063/1.4921531.
3. Timofeeva E. E. High-temperature dependence of yield strength and microstructure in $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ and $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$ alloys / E. E. Timofeeva [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2024. V. 1005. Art. № 176076. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.176076.
4. Wu Y. Elastocaloric cooling capacity of shape memory alloys – Role of deformation temperatures, mechanical cycling, stress hysteresis and inhomogeneity of transformation / Y. Wu, E. Ertekin, H. Sehitoglu // Acta Materialia. 2017. V. 135. P. 158–176. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.012

REFERENCES

1. Sakamoto H. Fatigue and Fracture Characteristics of Polycrystalline Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys / H. Sakamoto, Y. Kijima, K. Shimizu // Transactions of the Japan Institute of Metals. 1982. V. 23. № 10. P. 585–594. https://doi.org/10.2320/matertrans1960.23.585.
2. Xu Y., Lu B., Sun W., Yan A., Liu J. Large and reversible elastocaloric effect in dual-phase $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ superelastic alloys / Y. Xu [et al.] // Applied Physics Letters. 2015. V. 106. Art. № 201903. https://doi.org/10.1063/1.4921531.
3. Timofeeva E. E. High-temperature dependence of yield strength and microstructure in $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ and $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99.7}B_{0.3}$ alloys /

E. E. Timofeeva [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2024. V. 1005. Art. № 176076. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.176076.

4. Wu Y. Elastocaloric cooling capacity of shape memory alloys – Role of deformation temperatures, mechanical cycling, stress hysteresis and inhomogeneity of transformation / Y. Wu, E. Ertekin, H. Sehitoglu // Acta Materialia. 2017. V. 135. P. 158–176. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.06.012

УДК 669-1

Никита Юрьевич Юрченко[1*], Елизавета Геннадьевна Кочура[1], Владимир Витальевич Миронцов[1]

[1]Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, г. Санкт-Петербург, Россия

[*]*Yurchenko@ilwt.smtu.ru*

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТАБИЛЬНОСТЬ ОЦК+B2 СТРУКТУРЫ В ТУГОПЛАВКИХ КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНЫХ СПЛАВАХ

В статье представлены результаты систематических исследований влияния химического состава на стабильность ОЦК+B2 структуры тугоплавкого композиционно-сложного сплава $(NbMo)_{60}(TiCo)_{40}$. Посредством электронно-микроскопических исследований установлено, что снижение содержания TiCo с 40 до 30 ат.% не приводит к существенным изменениями фазового состава, кроме уменьшения общей объемной доли B2 фазы. Однако, при дальнейшем снижении концентрации TiCo до 20 ат.% наблюдалось появление μ-фазы на межфазных ОЦК/B2 границах, объемная доля которой увеличивалась при переходе к 10 ат.% TiCo.

Ключевые слова: тугоплавкие композиционно-сложные сплавы, ОЦК+B2 структура, фазовый состав, EBSD-анализ.

Nikita Yu. Yurchenko, Elizaveta G. Kochura, Vladimir V. Mirontsov

EFFECT OF CHEMICAL COMPOSITION ON STABILITY OF A BCC+B2 STRUCTURE OF REFRACTORY NB-MO-TI-CO COMPLEX CONCENTRATED ALLOYS

The article presents the results of systematic studies on the effect of chemical composition on the stability of the BCC+B2 structure of a refractory $(NbMo)_{60}(TiCo)_{40}$ complex concentrated alloy. Electron microscopy studies revealed that a decrease in the TiCo content from 40 to 30 at.% did not lead to significant changes in the phase composition, except for a reduction in the total volume fraction of the B2 phase. However, with a further decrease in the TiCo concentration to 20 at.%, the formation of a μ-phase at the BCC/B2 interphase boundaries was observed, the volume fraction of which increased upon transitioning to 10 at.% TiCo.

Key words: refractory complex concentrated alloy, BCC+B2 structure, phase composition, EBSD analysis.

© Юрченко Н. Ю., Кочура Е. Г., Миронцов В. В.

Последние 15 лет внимание материаловедов привлекают тугоплавкие композиционно-сложные сплавы (ТКССы). Такие материалы могут обладать более высокой прочностью [1], обрабатываемостью [2] и жаростойкостью [3], чем традиционные тугоплавкие сплавы, что делает их перспективными для потенциального конструкционного применения в аэрокосмической отрасли. Однако, большинство композиций отличаются несбалансированными свойствами. В частности, ТКССы, которые демонстрируют привлекательную высокотемпературную прочность, оказываются хрупкими [1]. Напротив, хорошо обрабатываемые ТКССы быстро разупрочняются с повышением температуры [2].

Успешный опыт никелевых суперсплавов показал, что создание двухфазной структуры, состоящей из матричной ГЦК фазы и когерентных $L1_2$ частиц, позволяет достичь баланса между низкотемпературной пластичностью и высокотемпературной прочностью. В случае ТКССов, где матрицей обычно служит ОЦК фаза, необходима фаза со схожей кристаллографией. Среди известных интерметаллидных фаз с близкой симметрией наиболее подходящим кандидатом является B2 фаза.

В ряде ТКССов, содержащих Al, было обнаружено, что B2 фаза может образовываться как метастабильное соединение с температурой сольвуса ниже 1000°C. В то же время в ТКССах, легированных переходными элементами 4 и 8-10 групп периодической системы, показана возможность получения B2 фаз с температурой сольвуса свыше 1200°C [4]. Одним из таких сплавов является $(NbMo)_{60}(TiCo)_{40}$ (индексы показывают содержание в ат.%). Хотя данный сплав и обладает термически стабильной ОЦК+B2 структурой, остается неясным, как на его фазовый состав повлияет изменение содержания элементов Ti и Co, отвечающих за формирование B2 фазы. Чтобы устранить данный пробел, мы провели систематическое исследование влияния варьирования концентрацией TiCo в диапазоне от 40 до 10 ат.% на стабильность ОЦК+B2 структуры сплава $(NbMo)_{60}(TiCo)_{40}$.

С помощью вакуумного-дугового переплава получены 30 г слитки сплавов следующих составов: $(NbMo)_{60}(TiCo)_{40}$, $(NbMo)_{70}(TiCo)_{30}$, $(NbMo)_{80}(TiCo)_{20}$ и $(NbMo)_{90}(TiCo)_{10}$. Из центральной части слитков посредством отрезного станка были получены образцы размером 10 × 10 × 2 мм^3. Пробоподготовка образцов осуществлялась согласно стандартным металлографическим процедурам, включающих шлифовку с постепенным повышением зернистости бумаги и последующую финишную полировку с использованием коллоидной суспензии. Структурные исследования были проведены с использованием сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3, оборудованного детекторами для энергодисперсионного (ЭДС) и EBSD анализов.

Исходный сплав $(NbMo)_{60}(TiCo)_{40}$ состоял из двух доминирующих фаз: ярко-серые (Nb, Mo)-богатые островки с ОЦК структурой и темно-

серые (Co, Ti)-богатые прослойки с B2 структурой. Мы также обнаружили второстепенную фазу, богатую Ti и O, с ГЦК структурой, располагающуюся в B2 прослойках, преимущественно вдоль границ раздела ОЦК/B2, в виде спорадических чёрных частиц микронного размера.

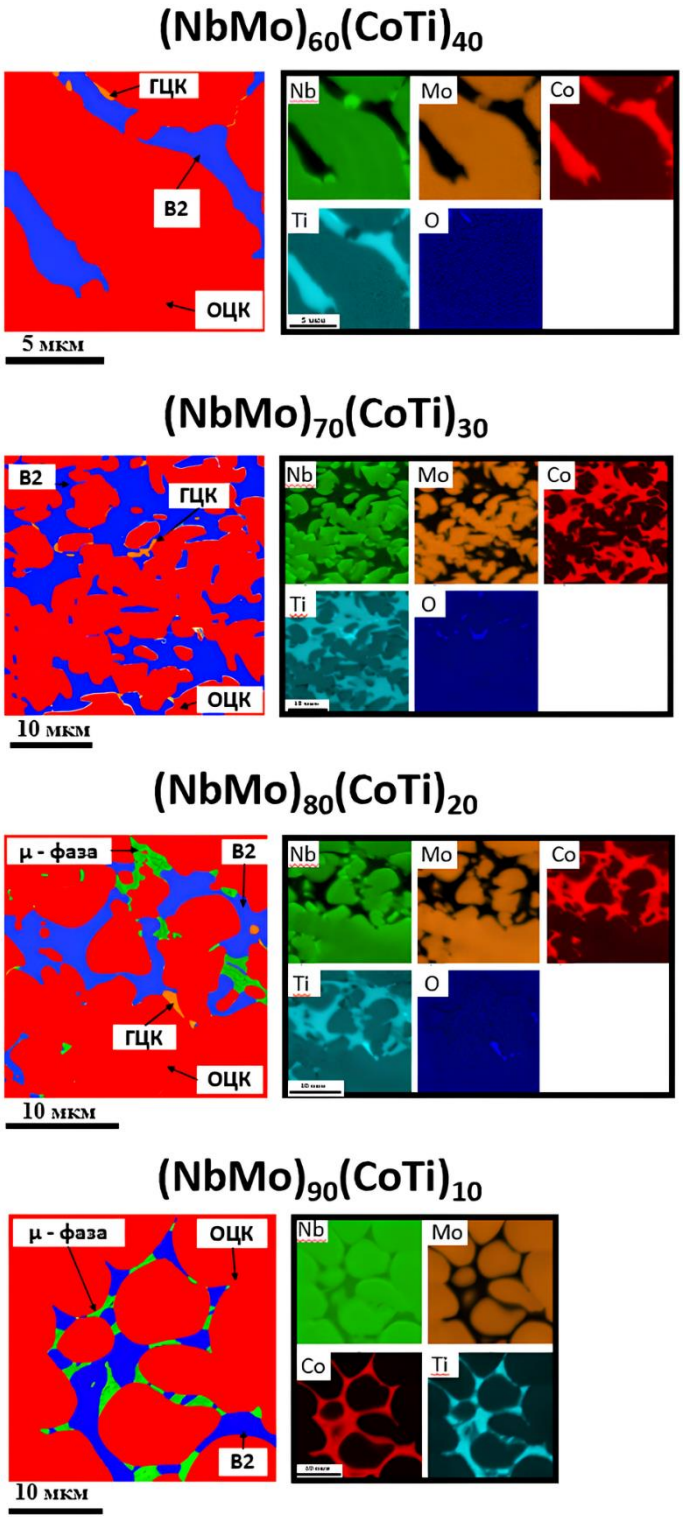


Рис. Микроструктура сплавов $(NbMo)_{60}(TiCo)_{40}$, $(NbMo)_{70}(TiCo)_{30}$, $(NbMo)_{80}(TiCo)_{20}$ и $(NbMo)_{90}(TiCo)_{10}$

Снижение содержания TiCo на 10 ат.% не привело к заметному изменению фазового состава. Так, в сплаве $(NbMo)_{70}(TiCo)_{30}$ сохранялись 2 основные фазы (ОЦК и B2), а также второстепенная ГЦК фаза. При этом наблюдалось снижение доли B2 фазы. При дальнейшем снижении содержания TiCo до 20 ат.% (сплав $(NbMo)_{80}(TiCo)_{20}$) отмечалось образование новой фазы. Данная фаза, обогащенная Nb и Co, была идентифицирована как μ-фаза и имела похожее на ГЦК частицы расположение внутри B2 прослоек, на границах раздела ОЦК/B2. Понижение содержания TiCo до 10 ат.% (сплав $(NbMo)_{90}(TiCo)_{10}$) фиксировался рост доли μ-фазы за счет B2 прослоек и исчезновение ГЦК частиц.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда №24-79-10068 (https://rscf.ru/project/24-79-10068/).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Senkov O. N. и др. Mechanical properties of $Nb_{25}Mo_{25}Ta_{25}W_{25}$ and $V_{20}Nb_{20}Mo_{20}Ta_{20}W_{20}$ refractory high entropy alloys // Intermetallics. Elsevier Ltd, 2011. V. 19, № 5. P. 698–706. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.01.004.
2. Zhang C. и др. Strong and ductile refractory high-entropy alloys with super formability // Acta Materialia. 2023. V. 245. P. 118602. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.118602.
3. Gorr B. и др. A new strategy to intrinsically protect refractory metal based alloys at ultra high temperatures // Corrosion Science. 2020. P. 108475. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108475.
4. Yurchenko N. и др. Unique precipitations in a novel refractory Nb-Mo-Ti-Co high-entropy superalloy // Materials Research Letters. Taylor and Francis Ltd., 2022. V. 10, № 2. P. 78–87. https://doi.org/10.1080/21663831.2021.2022033.

REFERENCES

1. Senkov O. N. и др. Mechanical properties of $Nb_{25}Mo_{25}Ta_{25}W_{25}$ and $V_{20}Nb_{20}Mo_{20}Ta_{20}W_{20}$ refractory high entropy alloys // Intermetallics. Elsevier Ltd, 2011. V. 19, № 5. P. 698–706. https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.01.004.
2. Zhang C. и др. Strong and ductile refractory high-entropy alloys with super formability // Acta Materialia. 2023. V. 245. P. 118602. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.118602.
3. Gorr B. и др. A new strategy to intrinsically protect refractory metal based alloys at ultra high temperatures // Corrosion Science. 2020. P. 108475. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2020.108475.

4. Yurchenko N. и др. Unique precipitations in a novel refractory Nb-Mo-Ti-Co high-entropy superalloy // Materials Research Letters. Taylor and Francis Ltd., 2022. V. 10, № 2. P. 78–87. https://doi.org/10.1080/21663831.2021.2022033.

СЕКЦИЯ 5

Эволюция структуры металлов и сплавов при пластической деформации и внешних воздействиях

УДК 669.715-13; 539.5

Нардин Мункит Альсаймари[1*], Владислав Альфредович Хотинов[1], Степан Игоревич Степанов[1]

[1]Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

[*]*mnardeenn@gmail.com*

АНИЗОТРОПИЯ МОДУЛЯ ЮНГА И ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ В ТРУБОПРОВОДЕ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА ИЗ СТАЛИ 05ХГФБТ

В данном исследовании изучена анизотропия модуля Юнга и характер излома стали, используемой для изготовления магистральных трубопроводов высокого давления класса прочности X80. Проведены испытания на растяжение в трёх направлениях относительно прокатки (X_0, X_{45}, X_{90}). Выявленная анизотропия модуля упругости E является важной характеристикой стали X80 и должна учитываться при оценке её эксплуатационных свойств и надёжности труб в соответствии с требованиями стандарта API 5L.

Ключевые слова: Анизотропия, сталь X80, магистральные трубопроводы, модуль Юнга, текстура, форма излома, упругие свойства.

Nardeen M. Alsaiymari, Vladislav A. Khotinov, Stepan I. Stepanov

ANISOTROPY OF YOUNG'S MODULUS AND FAILURE SURFACE OF SAMPLES UNDER TENSION IN A LARGE-DIAMETER PIPELINE MADE OF LOW-CARBON STEEL

This study examined the anisotropy of the Young's modulus and fracture behavior of steel used to manufacture high-pressure main pipelines of strength class X80. Tensile tests were conducted in three directions relative to rolling (X_0, X_{45}, X_{90}). The identified anisotropy of the elastic modulus E is an important characteristic of X80 steel and should be considered when assessing its performance properties and pipe reliability in accordance with the requirements of API 5L.

Keywords: Anisotropy, X80 steel, Main pipelines, Young’s modulus, Texture, Fracture morphology, Elastic properties.

Стали класса прочности API 5L X80 широко применяются при производстве магистральных трубопроводов благодаря сочетанию высокой прочности и пластичности, достигаемому в результате термомеханической контролируемой прокатки (TMCP). Однако данный процесс формирует выраженную текстуру прокатки и вытянутую феррито-

© Альсаймари Н. М., Хотинов В. А., Степанов С. И.

бейнитную микроструктуру, что приводит к анизотропии механических свойств, включая модуль Юнга и особенности разрушения материала [1].

Материалом исследования являлась низкоуглеродистая сталь класса прочности Х80, содержащая в масс. % – 0,05 C, 1,81 Mn, 0,22 Mo, 0,02 V, 0,05 Nb, 0,02 Ti. Механические испытания проводились на цилиндрических образцах диаметром 5 мм в трёх направлениях относительно прокатки (0°, 45°, 90°) по стандарту ASTM E8/E8M. Для определения модуля Юнга использовались девять плоских образцов размером 22 × 5 × 1 мм, вырезанных в различных направлениях из листового материала, как показано на (рис. 1).

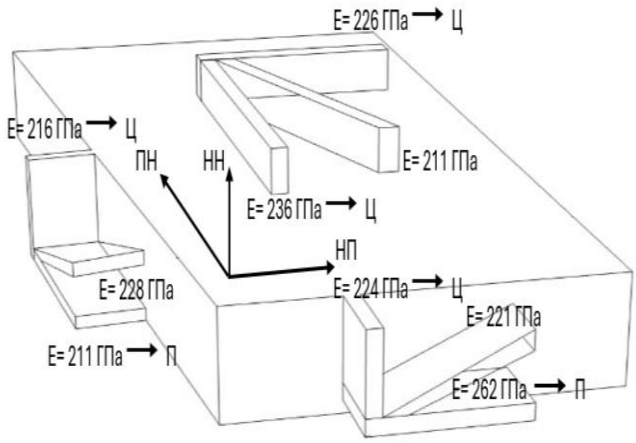


Рис. 1. Распределение значений модуля Юнга E по толщине листа стали Х80 в различных направлениях относительно прокатки (X_0, X_{45}, X_{90}).
Примечание: П – поверхность; Ц – центр

В обзоре Hutchinson (2015) [2] показано, что в прокатанных сталях различие значений модуля Юнга между основными направлениями (X_0, X_{45}, X_{90}) может достигать 15–25 %. Эти различия обусловлены текстурой деформации и ориентационным распределением кристаллографических плоскостей {001}<110> и {111}<112>. Таким образом, учет анизотропии модуля Юнга имеет существенное значение при анализе деформации и моделировании напряжённо-деформированного состояния прокатанных сталей.

Установлено, что сталь класса Х80 проявляет выраженную анизотропию упругих свойств после термомеханической прокатки. Наибольшее значение модуля Юнга (E = 262 ГПа) по-видимому связано с формированием сдвиговой компоненты текстуры <111>{110} в поверхностном слое лист с наиболее высокомодульным направлением вдоль НП, отмечавшимся ранее в работе [3]. Тогда как под углом 45° (E = 236 ГПа) и в поперечном направлении (E = 211 ГПа) значения снижаются. Такое распределение согласуется с кристаллографической анизотропией α-Fe с решёткой ОЦК, где $E_{\langle 111\rangle} > E_{\langle 110\rangle} > E_{\langle 100\rangle}$. Следовательно, направление

прокатки соответствует ориентации ⟨111⟩, обладающей минимальным межатомным расстоянием и наибольшей жёсткостью. Различия значений E между направлениями подтверждают влияние текстуры на анизотропию механического поведения стали [4].

Полученные результаты на (рис. 2) указывают на неоднородность модуля упругости E по толщине листа стали 05ХГФБТ и её зависимость от ориентации образца. В направлении НП значения E выше у поверхности, тогда как в направлении ПН наблюдается обратная картина E выше в центральной зоне.

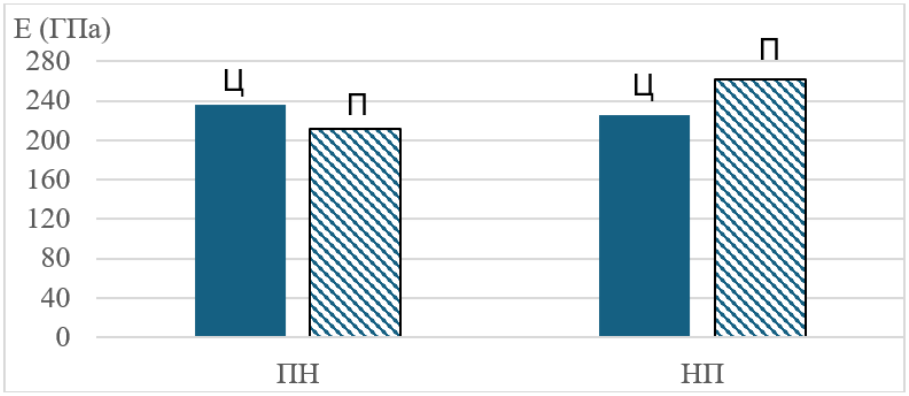
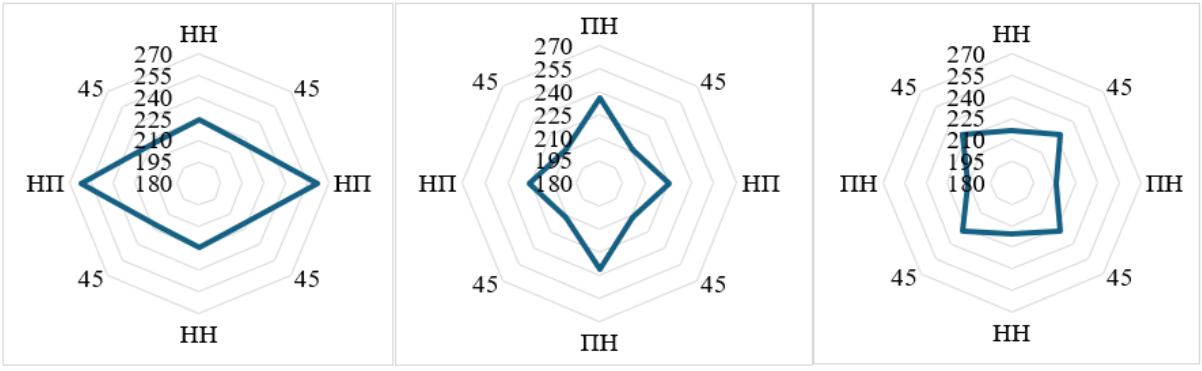


Рис. 2. Распределение модуля упругости E по толщине листа стали X80 в направлениях ПН и НП.

Как показано на рис. 3, значения модуля упругости E существенно зависят от направления измерения. Наибольшие значения наблюдаются вдоль направления прокатки (0°), тогда как минимальные фиксируются при 45°, что связано с текстурным состоянием деформационного куба <110>{100}. Плоскость прокатки соответствует указанной ориентации, поэтому накопленный модуль оказывается сопоставимым в направлениях НП и ПН, демонстрируя влияние кристаллографической текстуры на упругие характеристики материала.



а *б* *в*

Рис. 3. Радиальное распределение значений модуля упругости E стали X80 в трёх направлениях прокатки: а – E_0; б – E_{45}; в – E_{90}.

Для сталей класса прочности Х80 характерна не только упругая, но и структурно-механическая анизотропия, обусловленная микроструктурой и механизмом разрушения. Различие в ориентации кристаллографических плоскостей приводит к выраженной анизотропии ударной вязкости: вдоль направления прокатки наблюдается более пластичный характер разрушения, тогда как в поперечном и наклонном направлениях формируются локализованные зоны деформации и смешанный хрупко-вязкий излом [5].

Анализ изломов после растяжения показал, что форма поперечного сечения образцов и степень локального сужения зависят от ориентации относительно направления прокатки (рис. 4). В направлениях X_0 и X_{90} излом образца имеет овальный вид, что свидетельствует о разной степени пластической деформации в направлениях НП, ПН и НН. В образце, ориентированном под углом 45° к НП (X_{45}) наблюдается более симметричный излом. Разную склонность (анизотропию) металла к пластической деформации в разных направлениях можно оценить по величине коэффициента R = D/d, где D и d – длинная и малая оси шейки излома, соответственно.

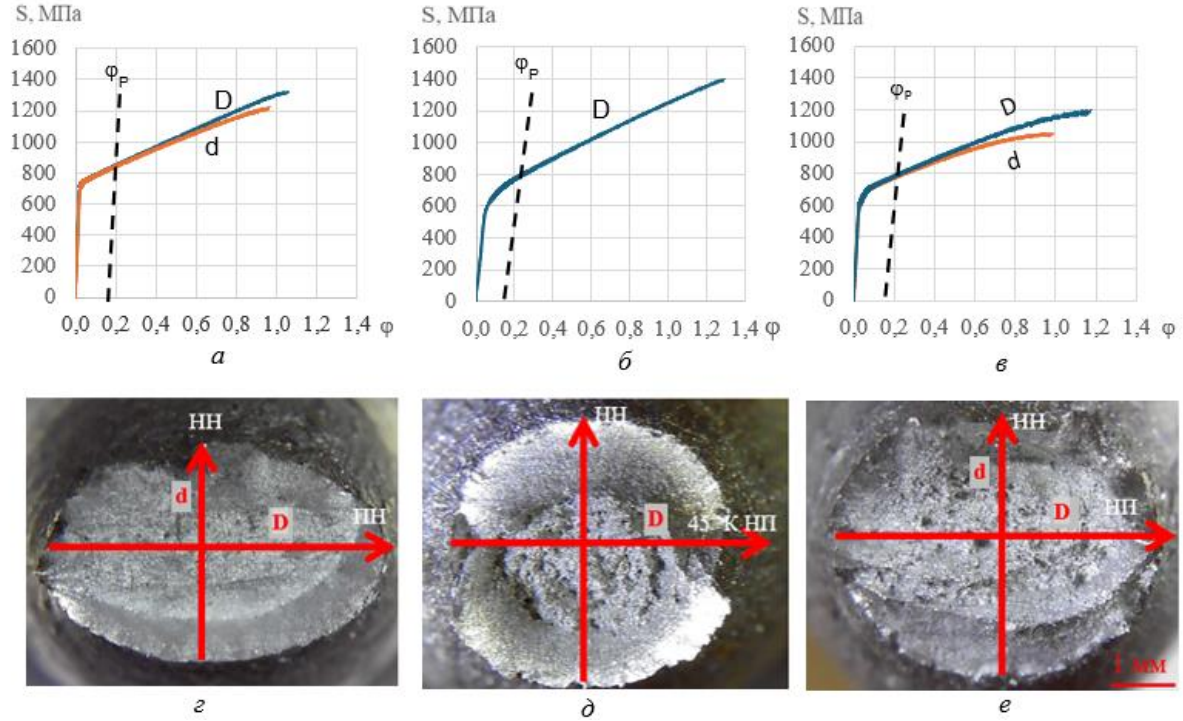


Рис. 4. Кривые растяжения в истинных координатах (а-в) и вид изломов после растяжения (г-е) образцов стали Х80, ориентированных вдоль НП (X_0) и под углом 45° (X_{45}) и 90° к НП (X_{90}).

Наибольшее значение R в направлении НП (R = 1,31) указывает на более интенсивное локальное сужение и развитие шейки вдоль плоскости прокатки, что отражает более высокую анизотропию деформации и

разрушения стали Х80, обусловленную направленной текстурой, сформировавшейся в процессе термомеханической прокатки. В направлении ПН анизотропия слабее (R = 1,08), а в образце $Х_{45}$ способность шейки образца к сужению одинакова (R ~ 1,00).

В результате проведённого исследования установлено, что различие в упругих и пластических характеристиках стали 05ХГФБТ связано с их различной физической природой и выраженной структурной анизотропией. Модуль Юнга определяется преимущественно текстурой и ориентацией зёрен, тогда как пластические свойства зависят от дефектной структуры и морфологии феррито-бейнитной смеси. Неоднородность модуля упругости по толщине листа отражает различия между поверхностными и центральными слоями и должна учитываться при численном моделировании напряжённо-деформированного состояния труб из стали 05ХГФБТ для повышает точность расчётов и позволяет корректнее описывать локальные жёсткости и остаточные напряжения при сварке, изгибах и эксплуатации трубопроводов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhu X. [и др.] Mechanical properties anisotropy in X80 line pipe and its influence on pipe performance // Journal of Materials Processing Technology. 2016. Vol. 235. P. 163–172.
2. Hutchinson B. Critical Assessment 16: Anisotropy in metals – Measurement and modeling of Young’s modulus // International Materials Reviews. 2015.
3. Lobanov M.L. [и др.] Tensile deformation and fracture behavior of API-5L X70 line pipe steel // Materials. 2022. Vol. 15. No. 2. P. 501.
4. Hosford W.F. Mechanical behavior of materials. Cambridge University Press, 2010. 419 p.
5. Joo M.S. [и др.] Materials Science and Engineering A. 2012. Vol. 545. P. 314–322.

REFERENCES

1. Zhu, X., Li, Z., Li, L., & Misra, R. D. K. (2016). Mechanical properties anisotropy in X80 line pipe and its influence on pipe performance. Journal of Materials Processing Technology, 235, 163–172.
2. Hutchinson, B. (2015). Critical Assessment 16: Anisotropy in metals – Measurement and modeling of Young’s modulus. International Materials Reviews.
3. Lobanov, M. L., Khotinov, V. A., Urtsev, V. N., Danilov, S. V., Urtsev, N. V., Platov, S. I., & Stepanov, S. I. (2022). Tensile deformation and fracture behavior of API-5L X70 line pipe steel. Materials, 15(2), 501.
4. Hosford, W. F. (2010). Mechanical Behavior of Materials. Cambridge University Press, 419 p.
5. Joo, M. S., Suh, D. W., Bae, J. H., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2012). Materials Science and Engineering A, 545, 314–322.

УДК 669.148-157.2

Ирина Викторовна Баклушина*[1], Виктор Евгеньевич Громов[1], Юрий Федорович Иванов[2] , Игорь Юрьевич Литовченко[3]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия

[3]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

[*]*baklushina@rambler.ru,*

ФАЗОВЫЙ И МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ МОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ОТПУСКА

В работе представлен фазовый и микроструктурный анализ плазменного покрытия, нанесённого на быстрорежущую молибденовую сталь методом плазменной наплавки с последующим высокотемпературным отпуском. Исследования выполнены с помощью просвечивающей электронной микроскопии, выявлено формирование пластинчатого мартенсита с высокой плотностью дислокаций и присутствие эвтектических прослоек по границам зерен. Отпуск вызывает частичное превращение остаточного аустенита с образованием наночастиц карбидов железа и хрома. Многофазный состав включает твердые растворы и карбиды сложного состава, что обуславливает высокие эксплуатационные характеристики плазменного покрытия.

Ключевые слова: плазменное покрытие, быстрорежущая сталь, молибден, мартенсит, отпуск, микроструктура, карбиды.

Irina V. Baklushina, Viktor E. Gromov, Yuri F. Ivanov, Igor Yu. Litovchenko

PHASE AND MICROSTRUCTURAL ANALYSIS OF PLASMA COATING ON HIGH-SPEED MOLYBDENUM STEEL AFTER TEMPERING

This study presents the phase and microstructural analysis of a plasma coating applied on high-speed molybdenum steel by plasma surfacing followed by high-temperature tempering. Investigations were carried out using transmission electron microscopy, revealing the formation of a plate-like martensitic structure with high dislocation density and the presence of eutectic layers along grain boundaries. Tempering induces partial transformation of retained austenite with the formation of nanoscale iron and chromium carbide particles. The multiphase composition includes solid solutions and complex carbides, which determine the high performance characteristics of the plasma coating.

© Баклушина И. В., Громов В. Е., Иванов Ю. Ф., Литовченко И. Ю.

Key words: plasma coating, high-speed steel, molybdenum, martensite, tempering, microstructure, carbides.

Преждевременный выход из строя многих деталей в основном обусловлен процессами, протекающими на поверхности в зоне трения, что обуславливает актуальность исследований по повышению износостойкости поверхностных слоев в современных отраслях промышленности. Одним из эффективных методов повышения износостойкости рабочих поверхностей деталей машин и механизмов является применение плазменных покрытий, формируемых с использованием современных наплавочных материалов, адаптированных к различным условиям эксплуатации [1-6]. В последние годы наблюдается активное развитие научных исследований и практических разработок в области энерго- и ресурсосберегающей технологии плазменной наплавки быстрорежущими сталями, обладающей значительными преимуществами по сравнению с традиционными методами нанесения покрытий [7-10].

Целью данной работы являлось исследование тонкой структуры поверхностного слоя, сформированного плазменной наплавкой быстрорежущей молибденовой стали на подложку из среднеуглеродистой стали после высокотемпературного отпуска.

Для проведения исследований образцы получали методом плазменной наплавки в атмосфере азота на сталь 30ХГСА, химический состав которой составлял (в масс. %): C – 0,3; Cr – 0,9; Mn – 0,8; Si – 0,9, остальное – Fe. Химический состав наплавленного слоя соответствует стали М9 по SAE-AISI M9 (T11309) с содержанием (в масс. %): Mo – 8,85; Cr – 3,57; Co – 2,12; V – 0,05; Si – 1,12; Mn – 0,56; Al – 1,05, остальное – Fe.

Дефектная субструктура, элементный и фазовый состав наплавленного слоя исследовались методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг в режимах на просвет и сканирования с использованием прибора JEOL JEM-2100 (Япония) [11-13].

Результаты исследований выявили, что исходное и термически обработанное состояния наплавленного слоя характеризуются формированием пластинчатой структуры, типичной для мартенсита закаленной стали, с наличием эвтектических прослоек по границам зерен. В объеме пластин выявлена дислокационная сетчатая субструктура, со скалярной плотностью дислокаций порядка 6,5×1010 $см^{-2}$ после отпуска. Мартенситное превращение сопровождается образованием тонких микродвойников в структуре пластин и высоким уровнем дислокационной плотности, превышающей 1011 $см^{-2}$, что указывает на закалочный характер мартенсита. Наличие остаточного аустенита в виде островков различной формы и размера свидетельствует о незавершённости $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения,

а вдоль границ этих островков обнаружены протяжённые частицы цементита.

Отпуск наплавленного металла способствует частичному превращению остаточного аустенита с образованием наночастиц карбидов железа и хрома по границам пластин мартенсита, в то время как в объеме пластин карбидная фаза не наблюдается.

Заключение: Многофазная структура наплавленного слоя представлена α-фазой (твёрдым раствором на основе ОЦК решётки Fe), γ-фазой (твёрдым раствором на основе ГЦК решётки Fe), сложными карбидами $Me_{23}C_6$ и Ме6С, а также карбидами Fe_3C и Cr_3C_2. Основными фазами являются твёрдый раствор α-Fe (85 мас. %) и карбиды $Me_{23}C_6$ (9 мас. %) и Me_6C (6 мас. %), формирующие эвтектические зерна. Установлено, что отпуск сопровождается допревращением остаточного аустенита с формированием наноразмерных частиц карбидов железа и хрома по границам кристаллов мартенсита. Формирование наплавленного слоя связано с мартенситным γ → α превращением и образованием пластинчатой структуры мартенсита..

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Kremnev L.S. From High-Speed Tungsten Steel to High-Temperature Molybdenum Steel: A Century of High-Speed Steel. // Steel in Translation. 2009. V.39. №12 PP. 1111-1118
2. Громов В.Е., Чапайкин А.С., Невский С.А. Структура, свойства и модели наплавки быстрорежущей стали после отпуска и электронно-пучковой обработки. Новокузнецк, Полиграфист, 2024. 171 с.
3. Chaus A.S., Pokorný P., Čaplovič Ľ., Sitkevich M.V., Peterka J. Complex fine-scale diffusion coating formed at low temperature on high-speed steel substrate // Appl. Surf. Sci. 2018. V. 437. P. 257 – 270. DOI: 10.1016/j.apsusc.2017.12.173
4. Gerth J., Wiklund U. The influence of metallic interlayers on the adhesion of PVD TiN coatings on high-speed steel // Wear. 2008. V. 264. P. 885 – 892. DOI: 10.1016/j.wear.2006.11.053
5. Hashemi N., Mertens A., Montrieux H.-M., Tchuindjang J.T., Dedry O., Carrus R., Lecomte-Beckers J. Oxidative wear behavior of laser clad high speed steel thick deposits: Influence of sliding speed, carbide type and morphology // Surf. Coat. Technol. 2017. V. 315. P. 519 – 529. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2017.05.094
6. Darmawan W., Quesada J., Marchal R. Characteristics of laser melted AISI-T1 high speed steel and its wear resistance // Surf. Eng. 2007. V. 23. No. 2. P. 112 – 119.

7. Мозговой И.В., Шнейдер Е.А. Наплавка быстрорежущей стали / Омск. Изд-во «ОмГТУ», 2016. 200с.
8. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Potekaev A.I., Guseva T.P., Chapaikin A.S., Vashchuk E.S., Romanov D.A. Structure and properties of R18U surfacing of high-speed steel after its high tempering // Russian Physics Journal. 2023. V.66. №7., November. PP. 731-739 DOI: 10.1007/s11182-023-02999-w
9. Rakhadilov B.K., Zhurerova L.G., Scheffler M., Khassenov A.K. Change in high temperature wear resistance of high speed steel by plasma nitriding // Bulletin of the Karaganda University. Physics Series. 2018. V. 3(91). PP. 59–65. EDN: KJWHYN.
10. Yu. F. Ivanov, V. E. Gromov, A. B. Yuryev , S. S. Minenko , A. P. Semin , A. S. Chapaikin. Structure, Phase Composition, and Surface Properties of R2M9 High-Speed Steel // Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques, 2024, Vol. 18, No. 6, pp. 1395–1400
11. Egerton F.R. Physical Principles of Electron Microscopy. – Basel: Springer International Publishing, 2016. – 196 p.
12. Kumar C.S.S.R. Transmission Electron Microscopy. Characterization of Nanomaterials. – New York: Springer, 2014. – 717 p.
13. Carter C.B., Williams D.B. Transmission Electron Microscopy. - Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 518 p

УДК 539.27:669.14.018.294.2

Виктория Константиновна Дмитриева[2*], Наталья Анатольевна Попова[1], Виктор Евгеньевич Громов[2], Юрий Федорович Иванов[3], Игорь Юрьевич Литовченко[4], Михаил Анатольевич Порфирьев[2], Павел Валерьевич Джемела[2]

[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

[2]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

[3]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

[4]Томский государственный университет, Томск, Россия

[*]*Email, dmitrieva_tory@mail.ru*

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ГОЛОВКЕ РЕЛЬСОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Данное исследование направлено на изучение механизмов упрочнения и износа рельсовой стали в процессе эксплуатации. Методом просвечивающей электронной микроскопии проведен количественный анализ фазового состава и субструктуры головки рельсов из заэвтектоидной стали Э90ХАФ на расстоянии 0—10 мм от поверхности катания. Установлено, что по мере приближения к поверхности катания фрагментированная субструктура совершенствуется и переходит из пластического в упругопластическое состояние, формируется субзеренная субструктура, локальные участки которой находятся в упругонапряженном состоянии, и происходит практически полное разрушение частиц цементита. Показано, что именно формирование упругонапряженной субзеренной структуры и растворение хрупкого цементита являются ключевыми факторами, обеспечивающими высокую износостойкость и сопротивление усталости поверхностного слоя рельса. Полученные данные важны для разработки новых марок рельсовых сталей и оптимизации режимов их термообработки.

Ключевые слова: рельсы, заэвтектоидная сталь, морфология, структура, фазовый состав, дислокационная субструктура, внутренние напряжения.

Viktoria K. Dmitrieva, Natalia A. Popova, Victor E. Gromov, Yurii F. Ivanov, Igor Yu. Litovchenko, Mikhail A. Porfiriev, Pavel V. Dzhemela

EVOLUTION OF THE STRUCTURAL-PHASE STATE IN THE HEAD OF RAILS MADE FROM HYPEREUTECTOID STEEL DURING SERVICE

© Дмитриева В. К., Попова Н. А., Громов В. Е., Иванов Ю. Ф., Литовченко И. Ю., Порфирьев М. А., Джемела П. В.

This research aims to study the mechanisms of strengthening and wear of rail steel during operation. A quantitative analysis of the phase composition and substructure in the head of rails made from E90KhAF hypereutectoid steel was carried out using transmission electron microscopy at a distance of 0–10 mm from the running surface. It was established that as the running surface is approached, the fragmented substructure is refined and transitions from plastic to elastoplastic, a subgrain substructure is formed, with local areas being in an elastically stressed state, and an almost complete dissolution of cementite particles occurs. It is shown that the formation of an elastically stressed subgrain structure and the dissolution of brittle cementite are the key factors ensuring high wear resistance and fatigue strength of the rail surface layer. The obtained data are important for the development of new grades of rail steels and the optimization of their heat treatment regimes.

Key words: rails, hypereutectoid steel, morphology, structure, phase composition, dislocation substructure, internal stresses.

Проблема отказа железнодорожных рельсов по причине износа и усталостных повреждений приобрела особую актуальность вследствие возрастания интенсивности и скорости движения железнодорожного транспорта [1,2]. Для повышения сопротивления контактной усталости и износу разрабатываются новые марки рельсовых сталей с повышенным комплексом свойств, в том числе за счет увеличения содержания углерода вплоть до заэвтектоидного уровня. Цель настоящей работы заключалась в исследовании структурно-фазового состояния и внутренних напряжений в поверхностных слоях рельсов из заэвтектоидной стали Э90ХАФ после длительной эксплуатации в экстремальных условиях. Исследован фрагмент дифференцированно закаленного с прокатного нагрева рельса категории ДТ400ИК, который был изъят из эксплуатации после пропущенного тоннаж 234,7 млн т брутто по причине бокового износа по всей длине на глубину 17 мм. Выполнен количественный анализ фазового состава и субструктуры стали вдоль центральной оси симметрии на расстояниях 0, 2 и 10 мм от поверхности катания головки рельса (рис.1). Исследование проведено методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием микроскопа JEOL JEM 2100F при ускоряющем напряжении 200 кВ. Определена объемная доля морфологических составляющих, установлены места локализации карбидной фазы (цементита) и для каждой морфологической составляющей рассчитаны размеры частиц, плотность их распределения и объемная доля, оценены скалярная и избыточная плотность дислокаций, кривизна-кручение кристаллической решетки, амплитуда внутренних напряжений сдвига и дальнодействующих напряжений.

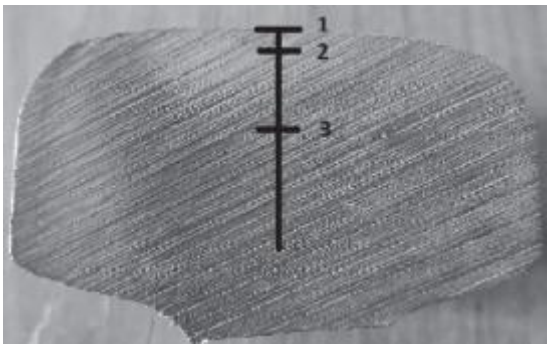


Рис.1. Поперечное сечение головки рельса с указанием уровней отбора образцов

Исследования показали, что по мере приближения к поверхности катания в стали наблюдается последовательное и закономерное изменение структуры: от классического пластинчатого перлита в глубине материала до формирования новой субзеренной структуры в поверхностном слое. На расстоянии 10 мм структура представлена тремя составляющими: пластинчатый перлит (65%), разрушенный перлит (25%) и фрагментированный перлит (10%). В поверхностном слое появляется четвертая составляющая — субзеренная структура (35%), а доля классического пластинчатого перлита снижается до 15%. С приближением к поверхности происходит увеличение скалярной плотности дислокаций (ρ), измельчение фрагментов и частиц цементита, а также образование новых дислокационных стенок [3]. В глубине материала (пластинчатый и разрушенный перлит) изгиб-кручение решетки имеет пластический характер. В поверхностном слое (фрагментированный перлит и субзеренная структура) характер напряжений меняется на упругопластический, что указывает на появление опасных локальных зон, потенциально являющихся источниками микротрещин. Интенсивная пластическая деформация приводит к практически полному разрушению пластинчатых выделений цементита, их измельчению и растворению с образованием наноразмерных частиц сферической формы, распределенных в объеме ферритной матрицы. Таким образом, в результате длительной эксплуатации в головке рельса формируется градиентная структура. Наиболее значимые изменения происходят в приповерхностном слое, где образование субзеренной структуры и разрушение цементита приводят к качественному изменению характера напряженного состояния — упругая составляющая деформации начинает доминировать над пластической. Именно эти структурные изменения и являются ключевым фактором, определяющим усталостную прочность и износостойкость поверхностного слоя рельса.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and properties of lengthy rails after extreme long-term operation. V. 106. Millersville: PA, USA: Materials Research Forum LLC, 2021. 194 p.
2. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Qin R.S., Peregudov O.A., Aksenova K.V., Semina O.A. Degradation of structure and properties of rail surface layer at long-term operation // Materials Science and Technology. 2017. V. 33. N 12. P. 1473—1478.
3. Порфирьев М.А., Иванов Ю.Ф., Попова Н.А., Громов В.Е., Шлярова Ю.А. Деформационное упрочнение рельсовой стали // Деформация и разрушение материалов. 2023. № 2. С. 20—26.

REFERENCES

1. Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and properties of lengthy rails after extreme long-term operation. V. 106. Millersville: PA, USA: Materials Research Forum LLC, 2021. 194 p.
2. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Qin R.S., Peregudov O.A., Aksenova K.V., Semina O.A. Degradation of structure and properties of rail surface layer at long-term operation // Materials Science and Technology. 2017. V. 33. N 12. P. 1473—1478.
3. Porfir'ev M.A., Ivanov Y.F., Popova N.A., Gromov V.E., Shlyarova Yu.A. Strain hardening of rail steel // Russian Metallurgy (Metally). 2023. V. 2023. N 4. P. 485—491.

УДК 538.911:539.89

***Светлана Николаевна Зуева*[1*]**

[1]Акционерное общество «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат», г. Новокузнецк, Россия

[*]*Svetana.Zueva@evraz.com*

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ДЕФОРМИРОВАННОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА МЕТОДОМ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНОРАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ

1. В работе показана перспективность использования метода дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ) в комплексе с растровой электронной микроскопией для изучения сложных деформированных структур, в том числе для изучения процессов динамической рекристаллизации и полигонизации высокоуглеродистой стали перлитного класса. Представлены результаты количественного анализа микроструктуры горячедеформированной рельсовой стали.

Ключевые слова: сталь перлитного класса, пластическая деформация, динамическая рекристаллизация, субструктура, границы зерен, дифракция обратнорассеянных электронов

Svetlana N. Zueva

THE APPLICATION OF ELECTRON BACKSCATTER DIFFRACTION FOR RESEARCH OF THE MECHANISMS OF MICROSTRUCTURE TRANSFORMATION IN DEFORMED PEARLITE RAIL STEEL

This paper demonstrates the potential of using electron backscatter diffraction (EBSD) in combination with scanning electron microscopy to research complex deformed structures, including the dynamic recrystallization and polygonization processes in high-carbon pearlitic steel. The results of a quantitative analysis of the microstructure of hot-deformed rail steel are presented.

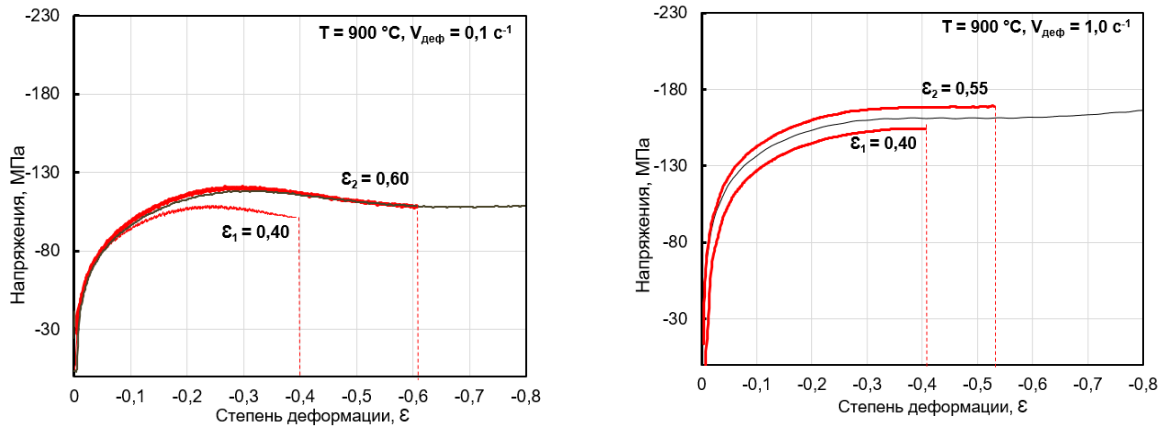
Key words: pearlite steel, plastic deformation, dynamic recrystallization, substructure, grain boundaries, electron backscatter diffraction

Основные механизмы рекристаллизации горячедеформированных сталей перлитного класса весьма подробно изучены в работах [1-2]. В настоящей работе проведено уточнение некоторых закономерностей этого явления с использованием метода ДОРЭ.

© Зуева С. Н.

Эксперименты проводились на образцах высокоуглеродистой рельсовой стали марки 76ХФ по ГОСТ 51685-2022 с применением комплекса для имитационного моделирования процессов горячей деформации Gleeble 3800. Цилиндрические образцы рельсовой стали подвергались нагреву до температуры 900 °С с последующей деформацией сжатием со скоростями 0,1 $с^{-1}$ и 1,0 $с^{-1}$. По достижению заданных степеней деформации образцы охлаждались сжатым воздухом для «фиксации» высокотемпературного состояния («стоп» -закалка). Деформированные образцы исследовались методом ДОРЭ с использованием растрового электронного микроскопа Tescan серии Mira с программным обеспечением «Aztec» (Oxford Instruments). Определение среднего размера зерна производилось в соответствии с рекомендациями стандартов [3].

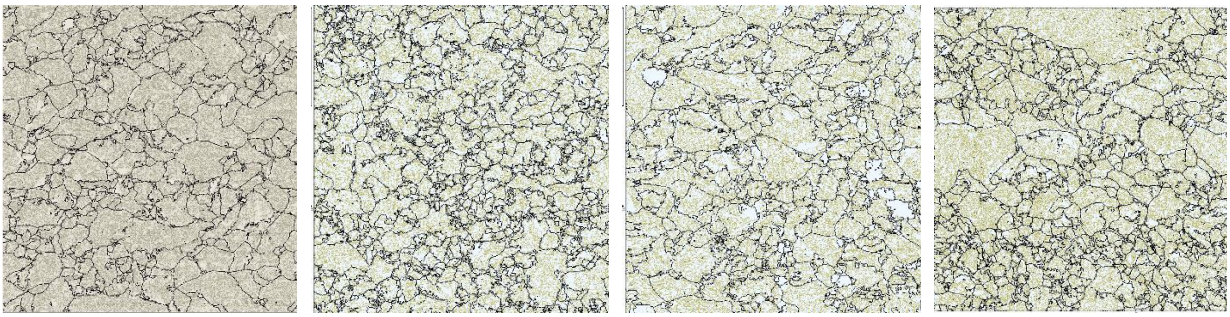
Образцы деформировались до двух значений степеней истинной деформации, соответствующих началу стадии разупрочнения металла ($Ɛ_1$) и установившейся стадии динамической рекристаллизации ($Ɛ_2$). Кривые сопротивления деформации образцов, термомеханически обработанных по указанным режимам, приведены на рисунке 1.



а *б*

Рис. 1. Кривые сопротивления деформации стали 76ХФ после термомеханической обработки для изучения процессов динамической рекристаллизации (**Т = 900°С**): *а* – $V_{деф}$ = 0,1 $с^{-1}$; *б* - $V_{деф}$ = 1,0 $с^{-1}$

Структура деформированных образцов после «стоп-закалки» представляла собой игольчатый мартенсит. Для выявления границ бывшего аустенитного зерна, существовавшего при температурах деформации до начала фазового превращения, была проведена реконструкция исходной аустенитной структуры на основе ориентационных соотношений Нишиямы –Вассермана ({111} γ // {110}α, <112> γ //<111>α)) [5]. Результаты реконструкции представлены на рисунке 2.

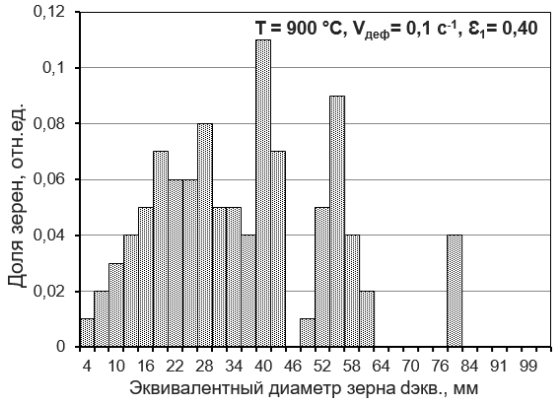


а, Ɛ=0,40, $V_{деф}$= 0,1 $с^{-1}$ *б*, Ɛ=0,60, $V_{деф}$= 0,1 $с^{-1}$ *в*, Ɛ=0,40, $V_{деф}$= 1,0 $с^{-1}$ *г*, Ɛ=0,55, $V_{деф}$= 1,0 $с^{-1}$

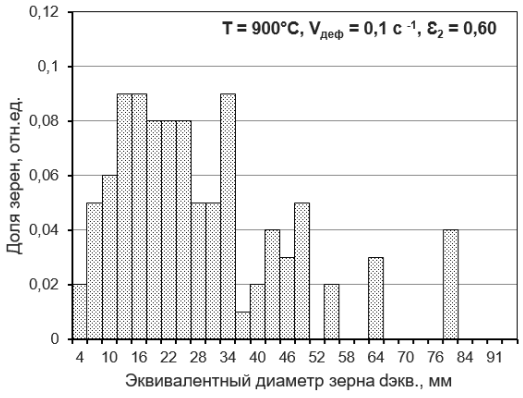
Рис. 2. Реконструкция аустенитной структуры после термомеханической обработки (ДОРЭ), ×860

В микроструктуре деформированного металла наблюдалось бимодальное распределение зерен аустенита по размерам: мелкое рекристаллизованное зерно со средним диаметром $d_{экв.взв.}$= 25 мкм, крупное зерно с развитой субструктурой с преимущественными размерами свыше $d_{экв.взв.}$= 55 мкм. На стадии установившегося течения средний размер динамически рекристаллизованных зерен снизился и достиг равновесного размера ($d_{экв.взв.}$= 21 мкм), определяемого исходным размером зерен до деформации, скоростью и температурой деформации. Высокая доля малоугловых границ в микроструктуре (свыше 80 %) свидетельствует об интенсивно протекающей в металле динамической полигонизации.

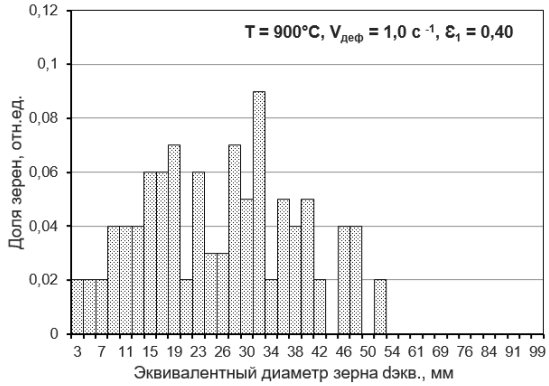
Результаты статистической обработки измерений размеров зерна аустенита металла, деформированного со скоростями 0,1 и 1,0 $с^{-1}$ представлены в таблице и на рисунке 3.



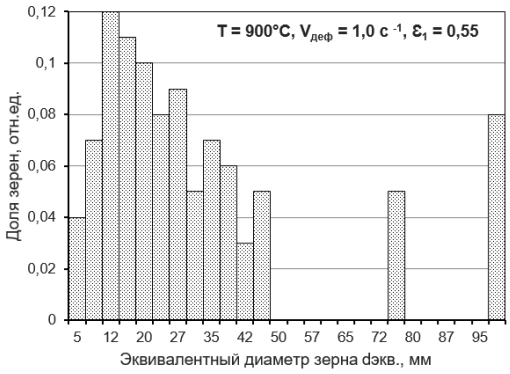
а, Ɛ=0,40, $V_{деф}$= 0,1 $с^{-1}$



б, Ɛ=0,60, $V_{деф}$= 0,1 $с^{-1}$



в, Ɛ=0,40, $V_{деф}$= 1,0 $с^{-1}$



г, Ɛ=0,55, $V_{деф}$= 1,0 $с^{-1}$

Рис. 3. Распределения зерна аустенита по размерам в металле образцов с разными степенями и скоростями деформации (ДОРЭ), ×850

Для идентификации деформированных и рекристаллизованных зерен частично рекристаллизованной структуры в настоящей работе применен подход, основанный на оценке локальных кристаллографических ориентировок внутри зерна (СРЗ) [4].

Зерна с низким СРЗ характеризуются незначительными деформациями решетки и малым ориентационным градиентом, в следствие чего их можно отнести к рекристаллизованным. Зерна с высокой внутренней разориентировкой принадлежат деформированной фазе, о чем также свидетельствует тот факт, что подавляющая доля МУГ (2-10°) находится внутри зерен с высокими СРЗ. В структуре образца, деформированного до $Ɛ_1$ = 0,40 со скоростью 0,1 $с^{-1}$, доля рекристаллизованного зерна составляет 67,0%, что подтверждает представления о том, что в начале стадии разупрочнения металла доля динамически рекристаллизованного объёма должна приближаться к 50%. При степени деформации $Ɛ_2$ = 0,60, соответствующей началу стадии установившегося течения удельная доля рекристаллизованной фазы достигает 82,7% (табл.3).

Таблица

Количественные характеристики зеренной микроструктуры металла после термомеханической обработки

Ɛ	Количество зерен, N	Средний диаметр зерна $d_{ср.}$, мкм	Средний диаметр рекристаллизованного зерна $d_{ср.}$, мкм	СКО, мкм	Удельная доля фазы, %	
					(СРЗ <1°)	(СРЗ >1°)
T = 900 °C, $V_{деф}$= 0,1 $с^{-1}$						
0,40	959	33,5	27,6	10,3	67,0	33,0
0,60	1395	25,4	19,9	7,8	82,7	17,3
T = 900 °C, $V_{деф}$= 1,0 $с^{-1}$						
0,40	1831	23,2	21,2	6,35	87,9	12,1
0,55	1400	29,6	21,4	7,24	89,7	10,3

В работе установлено, что распределение зерен аустенита по размерам в микроструктуре деформированного металла носит бимодальный характер: мелкое рекристаллизованное зерно имеет средний диаметр $d_{экв.взв.}$= 19 - 25 мкм, крупное зерно с развитой субструктурой - свыше $d_{экв.взв.}$= 55 мкм. Доля динамически рекристаллизованного зерна на начальной стадии разупрочнения составляет 67,0 %. На стадии установившегося течения ($Ɛ_2$ = 0,60) доля рекристаллизованной фазы увеличивается до 82,7%, средний размер динамически рекристаллизованных зерен достигает равновесного значения $d_{экв.взв.}$= 19-21 мкм.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд.-М.: «МИСИС», 2005. - 432 с.
2. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табатчикова Т.И., Хлебникова Ю.В. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург. УроРАН.2006. 310с.
3. ASTM E2627-13 Practice for Determining Average Grain Size Using Electron Backscatter Diffraction (EBSD) in Fully Recrystallized Polycrystalline Materials.- West Conshohocken: ASTM International, 2013.
4. Даниленко В.Н., Миронов С.Ю., Беляков А.Н., Жиляев А.П. Применение EBSD анализа в физическом материаловедении (обзор)// Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2012. Т. 78. №2. С.28-46.

REFERENCES

1. Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. Recrystallization of Metals and Alloys. 3rd ed. - Moscow: MISIS, 2005. - 432 p.
2. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L., Okishev K.Yu., Tabatchikova T.I., Khlebnikova Yu.V. Perlite in Carbon Steels. Yekaterinburg. UroRAN.2006. 310p.
3. ASTM E2627-13 Practice for Determining Average Grain Size Using Electron Backscatter Diffraction (EBSD) in Fully Recrystallized Polycrystalline Materials.- West Conshohocken: ASTM International, 2013.
4. Danilenko V.N., Mironov S.Yu., Belyakov A.N., Zhilyaev A.P. Application of EBSD analysis in physical materials science (review)// Factory Laboratory. Diagnostics of materials. 2012. Vol. 78. No. 2. Pp. 28-46.

УДК 669.1

Александр Андреевич Калиненко[1*], Иван Сергеевич Никитин[1], Роман Владимирович Мишнев[1], Сергей Сергеевич Малофеев[1], Надежда Рузилевна Дудова[1], Сергей Юрьевич Миронов[1]

[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет (НИУ «БелГУ»), г. Белгород, Россия

[*]*kalinenko_aa@mail.ru*

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ 10%CR СТАЛИ

Данная работа была предпринята с целью изучения особенностей формирования микроструктуры в 10%Cr жаропрочной стали, подвергнутой фрикционной перемешивающей обработке. Было установлено, что после обработки в условиях низкого тепловложения имело место формирование мелкозернистой феррито-мартенситной микроструктуры с относительно высоким содержанием малоугловых границ и выраженной текстуры простого сдвига типа D1/D2. После обработки в условиях высокого тепловложения сформировалась структура пакетного мартенсита. Было установлено, что процесс мартенситного превращения характеризовался выраженной селекцией кристаллографических вариантов, что, возможно, было связано с измельчением зерен и формированием текстуры простого сдвига типа B/-B в аустените.

Ключевые слова: мартенситная сталь, фрикционная перемешивающая сварка/обработка, интенсивная пластическая деформация, ориентационная микроскопия, микроструктура, остаточный аустенит.

Aleksandr A. Kalinenko, Ivan S. Nikitin, Roman V. Mishnev, Sergey S. Malopheyev, Nadezhda R. Dudova, Sergey Yu. Mironov

MICROSTRUCTURAL ASPECTS OF FRICTION STIR PROCESSING OF 10% CR STEEL

This study was undertaken to investigate the microstructure formation characteristics of 10% Cr creep-resistant steel subjected to friction stir processing (FSP). It was found that low-heat-input processing resulted in the formation of a fine-grained ferrite-martensite microstructure with a relatively high content of low-angle boundaries and a pronounced D1/D2 simple shear texture. The high-heat-input FSP resulted in the formation of a packet martensite structure. It was found that the martensitic transformation process was characterized by a pronounced selection of crystallographic variants, which may

© Калиненко А.А., Никитин И.С., Мишнев Р.В., Малофеев С.С., Дудова Н.Р., Миронов С.Ю.

be related to the grain refinement and the formation of a B/-B simple shear texture in austenite.

Key words: martensitic steel, friction stir welding/processing, severe plastic deformation, electron backscatter diffraction (EBSD), microstructure, retained austenite.

Фрикционная перемешивающая обработка (ФПО) является эффективным методом модификации микроструктуры металлических материалов. Данная технология основана на том же базовом принципе, что и фрикционная перемешивающая сварка (ФПС) [1], то есть, механическом перемешивании материала в твердофазном состоянии. Ключевым отличием технологии ФПО является то, что вращающийся инструмент погружается в монолитную заготовку и затем перемещается по заданной траектории. В процессе такой обработки материал подвергается экстремальным деформационным воздействиям, сочетающим большие пластические деформации и высокие температуры. Основными технологическими параметрами ФПО являются частота вращения и скорость подачи рабочего инструмента. Их варьирование позволяет формировать ту или иную структуру в зоне обработки с заданными свойствами.

Хотя аргонно-дуговая сварка в течение длительного времени считалась основным методом получения неразъемных соединений из мартенситных сталей, неудовлетворительные механические свойства сварных швов - такие как пониженные вязкость разрушения и сопротивление ползучести – играли критическую роль в ряде важных применений этих материалов [2, 3]. Поэтому адаптация технологии ФПС для сварки теплотехнических сталей может иметь большое практическое значение. Как следствие, в данной области проводятся относительно интенсивные исследования. В этой связи, была предпринята попытка изучить особенности формирования микроструктуры в перспективной 10%Cr жаропрочной стали, подвергнутой фрикционной перемешивающей обработке в широком диапазоне термических условий.

Материалом исследования была выбрана экспериментальная сталь мартенситного класса с химическим составом Fe-0,1C-9,74Cr-2,9Co-1,9W-0,2V-0,11Mn-0,07Si-0,05Nb-0,01Al-0,008B-0,003N (вес. %). ФПО стальных листов в термообработанном состоянии была реализована на установке AccuStir 1004 фирмы General Tool Company с использованием твердосплавного инструмента на основе карбида вольфрама. Обработка осуществлялась в широком диапазоне режимов при частоте вращения от 300 об/мин до 1100 об/мин и скорости подачи рабочего инструмента от 5 мм/мин до 760 мм/мин.

Микроструктурный анализ в основном проводился с использованием ориентационной (методом дифракции обратно рассеянных электронов -

electron backscatter diffraction (EBSD)) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Поскольку диапазон допустимых режимов ФПО оказался относительно широким, то было выделено два типа экстремальных термических условий: с низким тепловложением ($A_1<T_{ФПО}<A_3$) и высоким тепловложением ($T_{ФПО}>A_3$).

В условиях *низкого* тепловложения обработка осуществлялась в двухфазной феррито-аустенитной области. В результате обработки сформировалась равноосная мелкозернистая микроструктура с относительно высоким содержанием малоугловых границ (МУГ), а также выраженная текстура простого сдвига типа D/-D {112}<111>. Было установлено, что варьирование режима обработки в пределах этой области вело к лишь относительно небольшому изменению среднего размера зерен (1,3-2,1 мкм) и доли МУГ (35-39%). Во всех случаях, процесс эволюции микроструктуры характеризовался интенсивным образованием МУГ деформационного происхождения. Далее, угол разориентировки на субграницах постепенно увеличивался до 15° и выше, что способствовало дальнейшему их превращению в большеугловые границы (БУГ). Данный процесс способствовал постепенной трансформации субзерен в зерна, и, таким образом, вел к формированию мелкозернистой микроструктуры в зоне перемешивания. Таким образом, исходя из характера выявленных микроструктурных изменений, был сделан вывод, что основным механизмом эволюции микроструктуры в ходе ФПО в феррито-аустенитной области являлась непрерывная динамическая рекристаллизация.

Принципиально иная микроструктура сформировалась в материале после ФПО в условиях *высокого* тепловложения. Было установлено, что структура являлась почти полностью мартенситной и состояла из исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков и реек мартенсита. С другой стороны, было выявлено наличие небольшой объемной доли (≈0,1% по данным EBSD) остаточного аустенита в виде зернограничных частиц. Согласно результатам ПЭМ, остаточный аустенит имел пластинчатую морфологию со средней толщиной 20±2 нм и медианной толщиной порядка 8 нм.

Данный результат говорит о том, что температура ФПО в данном случае превысила точку A_3 и, таким образом, пластическое течение имело место в аустенитной фазовой области. С другой стороны, в ходе охлаждения материала по завершении ФПО до комнатной температуры имело место мартенситное превращение.

В частности, анализ спектра разориентировок показал, что последний являлся бимодальным и характеризовался наличием пиков в малоугловой области и возле 60°. Первый из этих пиков был обусловлен дислокационными границами реечной структуры мартенсита, тогда как большеугловой пик представлял собой одну из наиболее типичных

межвариантных разориентировок между пакетами/блоками мартенсита [4, 5]. Также было выявлено формирование плотных кластеров осей разориентировок БУГ возле полюсов <111> и <110>.

По данным ориентационной и просвечивающей микроскопии было установлено, что сдвиговое превращение аустенита в мартенсит контролируется ориентационным соотношением Курдюмова-Закса $(111)_{\gamma}$ // $(110)_{\alpha'}$ и $[110]_{\gamma}$ // $[111]_{\alpha'}$. Кроме того, была обнаружена селекция кристаллографических вариантов мартенсита, что, может быть, связано с измельчением зерен и формированием текстуры простого сдвига типа B/-B в аустените.

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

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Liu F. C. et al. Friction stir based welding, processing, extrusion and additive manufacturing // Progress in Materials Science. 2024. Vol. 146. P. 101330.
2. Wang Y. et al. Experimental evaluation of localized creep deformation in grade 91 steel weldments // Materials Science and Engineering: A. 2021. Vol. 799. P. 140356.
3. Wu D. et al. Formation of delta-ferrite and its effect on impact toughness of GTAW weld metals in a 12 wt-% Cr steel // Science and Technology of Welding and Joining. – 2023. Vol. 28. №. 3. P. 242-248.
4. Kitahara H. et al. Crystallographic analysis of plate martensite in Fe–28.5 at.% Ni by FE-SEM/EBSD // Materials Characterization. 2005. Vol. 54, № 4. P. 378–386.
5. Kitahara H. et al. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel // Acta Materialia. 2006. Vol. 54, № 5. P. 1279–1288.

УДК 669

Виктор Павлович Кузнецов[1*], Галымжан Жанатович Муканов[1]

[1]Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

**v.p.kuznetcov@urfu.ru*

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ В ПРУТКАХ БИОИНЕРТНОГО СПЛАВА TI-39NB-7ZR ПРИ РОТАЦИОННОЙ КОВКЕ

Исследовано влияние ротационной ковки на формирование УМЗ-структуры в биоинертном сплаве Ti–39Nb–7Zr. Прутки диаметром 18,2 мм подвергали двенадцати проходам при 450 °C. Установлено, что в процессе ковки формируется β-структура с размером зерен от 0,2 до 1,0 мкм, сопровождающаяся ростом плотности дислокаций примерно в 16 раз. Обнаружены также наноразмерные выделения α-фазы (10–30 нм) с гексагональной решёткой, ориентированные вдоль оси деформации. Ротационная ковка доказала эффективность формирования стабильной β-структуры и достижения синергии прочности и пластичности в заготовках для изготовления медицинских имплантатов.

Ключевые слова: ротационная ковка, микроструктура, биоинертный сплав, медицинский имплантат.

Viktor P. Kuznetsov, Galymzhan Zh. Mukanov

STRUCTURAL EVOLUTION IN TI-39NB-7ZR BIOINERT ALLOY RODS DURING ROTARY FORGING

The effect of rotary forging on the structural evolution of the bioinert Ti–39Nb–7Zr alloy was investigated. Rods with a diameter of 18.2 mm were subjected to 12 passes at 450 °C. It was established that rotary forging leads to the formation of an ultrafine-grained structure with grain sizes of 0.2–1 μm and an approximately 16-fold increase in dislocation density. Nanosized α-phase precipitates (10–30 nm) with a hexagonal lattice were observed, oriented along the deformation axis. Rotary forging proved to be an effective method for stabilizing the β-phase structure and strengthening the alloy.

Key words: rotary forging, microstructure, bioinert alloys, medical implant.

Введение. Большинство исследований формирования УМЗ-структуры в титановых сплавах сосредоточено применительно к сплавам Ti–6Al–4V и Ti–15Mo, которые содержат токсичные или дорогостоящие элементы, что ограничивает их использование в медицинских целях [1]. Для титановых сплавов системы TiNbZr установлено, что термической

© Кузнецов В. П., Муканов Г. Ж.

обработкой и последующей интенсивной пластической деформацией (ИПД) методом abc-прессования и ручьевой прокатки можно эффективно измельчать структуру и повышать прочность заготовок [2, 3].

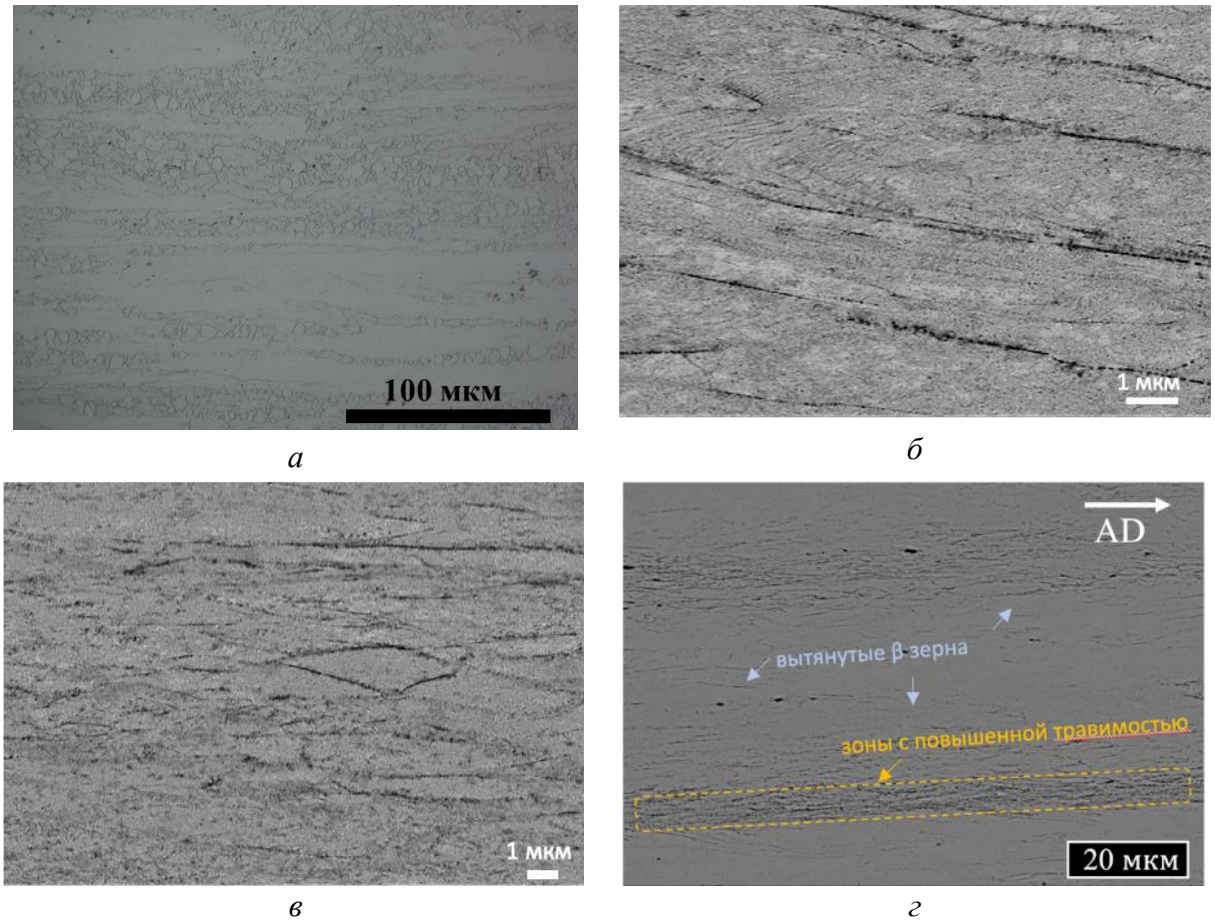
Ротационная ковка (РК) представляет собой перспективный метод объемной ИПД, позволяющий получать прутки с мелкозернистой структурой за счёт сочетания кручения и осевой деформации. Ранее показано, что метод РК способствует измельчению зерен, формированию субструктуры и повышению прочности в сталях и титановых сплавах [4, 5].

В данной работе исследовано влияние ротационной ковки на эволюцию структуры, фазового состояния и свойств биоинертного псевдо-β-титанового сплава Ti–39Nb–7Zr. Установление закономерностей формирования УМЗ-структуры имеет важное значение при создании высокопрочных и биосовместимых материалов для медицинских имплантатов.

Материалы и методы исследования. Материалом исследования служил горячекатаный пруток из сплава Ti–39Nb–7Zr. Пруток диаметром 18,2 мм подвергали ротационной ковке в 12 проходов с предварительным нагревом до температуры 450° С в течении 20 мин. Анализ рентгеноструктурного состава (Bruker D8 Advance) и РЭМ (ThermoScientific Scios 2 LoVac) исходного горячекатаного сплава Ti-39Nb-7Zr показал, что после охлаждения из области β-фазы сохраняется однофазное β-состояние (рис. 1а).

Испытания на растяжение проведены на разрывной машине Instron 3382 со скоростью перемещения траверсы 1 мм/мин на пятикратном образце диаметром 3,1 мм.

Результаты и обсуждение. Микроструктура сплава Ti-39Nb-7Zr после горячей прокатки, исследованная методом растровой электронной микроскопии, представлена на рисунке 1, а. Анализ показал, что крупные β-зерна, сохранившиеся после горячей прокатки, имеют нерегулярную, преимущественно вытянутую форму. Внутри зерен наблюдаются полосы скольжения, свидетельствующие о развитии пластической деформации. После ротационной ковки значительная часть зерен фрагментирована вследствие динамической полигонизации и рекристаллизации, характерных для горячей деформации в однофазной области (рис. 1 б-г).



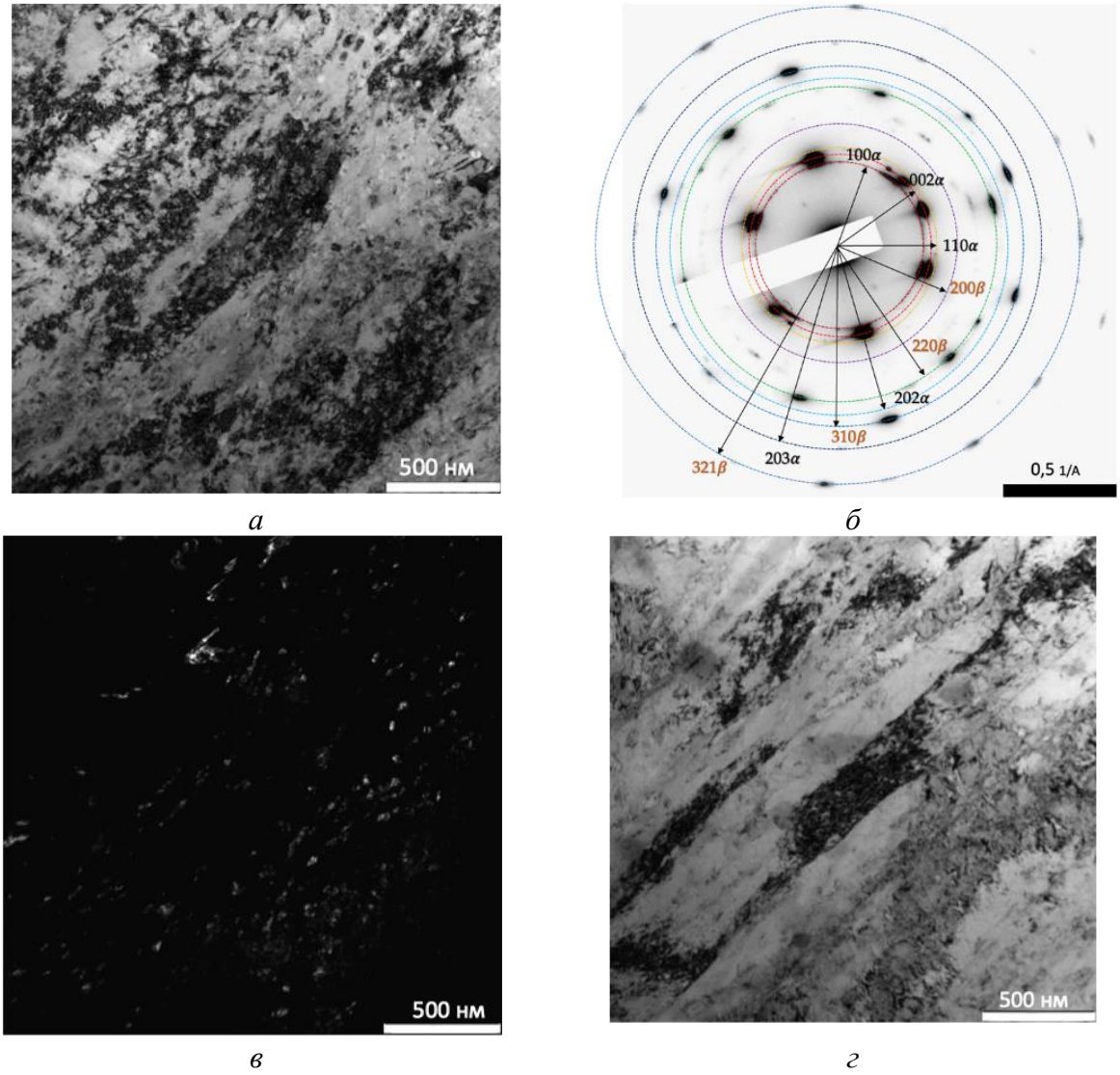
а *б*

в *г*

Рис. 1. РЭМ изображения микроструктуры: *а* – исходное состояние; *б, в, г* - после РК

Особого внимания заслуживают неоднородный «пятнистый» контраст внутри зерен и наличие границ типа «ожерелья» (рис. 1 б, в). Эти особенности могут быть связаны с присутствием дисперсных выделений второй фазы, что потребовало дополнительного анализа методами просвечивающей электронной микроскопии. В отдельных зернах отмечается повышенная травимость, по-видимому, связанная с повышенным количеством дефектов (рис. 1 г).

ПЭМ-анализ показал высокую плотность дислокаций внутри вытянутых β-зерен, образовавшихся при ротационной ковке. Дислокации формируют скопления и несовершенную субструктуру. На границах и внутри зерен обнаружены наноразмерные (10–30 нм) выделения α-фазы с ГПУ решеткой, ориентированные вдоль направления вытягивания. Они возникли при предварительном или промежуточном нагреве, так как отсутствовали в исходном состоянии.



а *б*

в *г*

Рис. 2. ПЭМ изображения после РК: *а, г* - светлопольные, *б* – электронограмма; *в* – темнопольное изображение

Повышенная плотность дислокаций подтверждается дифракционным контрастом: в отражающих областях фольги наблюдается потемнение из-за скопления дислокаций. Методом Вильямсона–Холла установлено, что их плотность возрастает с $\approx 10^9$ до $\approx 1{,}6 \times 10^{10}$ 1/см² после ротационной ковки, то есть примерно в 16 раз. На дифрактограмме (рис. 3) появляются пики α-фазы, а пики β-фазы уширяются вследствие упругих искажений. Расчет параметров решетки дал: a(α)=0,29532 нм, c(α)=0,46982 нм, c/a=1,5909, a(β)=0,3292 нм; содержание фаз после ковки — β:97%, α:3%.

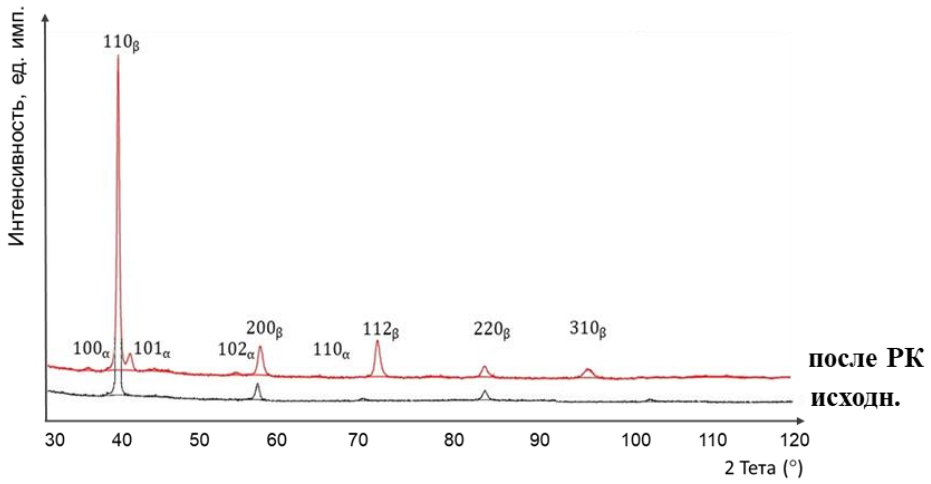


Рис. 3. Дифрактограмма сплава после РК (красным)

В горячекатаном состоянии сплав Ti–39Nb–7Zr обладает высокой пластичностью (≈25%) при сравнительно низком пределе прочности - около 560 МПа. После ротационной ковки наблюдается значительное упрочнение: предел текучести возрастает до 785 МПа, а предел прочности достигает 830 МПа. При этом пластичность снижается до 15%, оставаясь на высоком уровне для биомедицинских титановых сплавов, что свидетельствует о формировании прочной и одновременно достаточно пластичной структуры.

Заключение. В результате проведенных исследований установлено, что после ротационной ковки в сплаве Ti–39Nb–7Zr формируется УМЗ-структура с размерами зерен от 0,2 до 1 мкм. Увеличивается плотность дислокаций и дефекты кристаллической решетки. Помимо этого, образуется α-фаза с ГПУ решеткой средним размером 10…30 нм при распаде β-твердого раствора. Подобная эволюция структуры приводит к росту предела прочности на 33%.

Работа выполнена в молодежной лаборатории модификации поверхностей материалов ФГАОУ ВО "Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина" в рамках соглашения с Министерством науки и высшего образования № 075-03-2025-258 от 17.01.2025 (номер темы FEUZ-2024-0020).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Gatina S. A., et al. Microstructure and mechanical properties of β-titanium Ti–15Mo alloy produced by combined processing including ECAP-conform and drawing // Materials. — 2022. — Т. 15. — № 23. — С. 8666.
2. Popov A. A., et al. Effect of zirconium alloying on the structure and properties of alloys of the Ti–40% Nb system // Metal Science and Heat Treatment. — 2023. — Т. 64. — № 9. — С. 516–521.

3. Eroshenko A. Y. et al. Evolution of microstructure and mechanical properties of Ti-Nb-Zr and Ti-Nb-Zr-Ta-Sn alloys in severe plastic deformation //Materials Letters. – 2025. – Т. 382. – С. 137805.
4. Mukanov G. Z., Kuznetsov V. P. The Effect of the Stress-Strain State During Rotary Forging on the Microstructure and Properties of the Ti–39nb–7zr Titanium Alloy //Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2024. – Т. 2024. – №. 6. – С. 91-106.
5. Jamshidi P. et al. Selective laser melting of Ti-6Al-4V: the impact of post-processing on the tensile, fatigue and biological properties for medical implant applications //Materials. – 2020. – Т. 13. – №. 12. – С. 2813.

УДК 621.785:621.771.23-022.532

***Ольга Александровна Куприянова*[1*]**

[1]ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия

**olganikitenko@list.ru*

ОЦЕНКА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НОВОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ХЛАДОСТОЙКОЙ СТАЛИ

В работе выполнены оценка свариваемости и анализ сопротивляемости образованию холодных трещин новой низкоуглеродистой высокопрочной хладостойкой стали марки 20Г2СМРА.Установлено, что применение для сварки корневого прохода толстолистового проката присадочной проволоки пониженной прочности, так же, как и повышение температуры начала сварки, обеспечивают высокую сопротивляемость к образованию холодных трещин сварных соединений новой высокопрочной хладостойкой стали.

Ключевые слова: высокопрочная хладостойкая сталь, химический состав, толстолистовой прокат, сварка, структура, механические свойства, трещиностойкость.

Olga A. Kupriyanova

EVALUATION OF CRACK RESISTANCE OF NEW HIGH-STRENGTH COLD-RESISTANT STEEL

Evaluation of weldability and analysis of resistance to cold cracking of new low-carbon high-strength cold-resistant steel of grade 20G2SMRA were performed. It was established that the use of filler wire of reduced strength for welding of the root pass of thick-sheet rolled stock, as well as an increase in the welding start temperature, provide high resistance to cold cracking of welded joints of new high-strength cold-resistant steel.

Key words: high-strength cold-resistant steel, chemical composition, rolled plate, welding, structure, mechanical properties, crack resistance.

Одними из наиболее опасных технологических дефектов сварных соединений конструкций из высокопрочных хладостойких сталей являются холодные трещины, развитие которых происходит после окончания сварки в течение нескольких часов или суток. Причиной их возникновения является, как правило, образование закалочных структур в результате больших скоростей охлаждения металла сварного соединения [1-4].

В рассматриваемой работе выполнены оценка свариваемости и анализ сопротивляемости образованию холодных трещин новой

© Куприянова О. А.

низкоуглеродистой высокопрочной хладостойкой стали марки 20Г2СМРА [5]. Для проведения исследований листового проката данной стали толщиной 20–25 мм подготовлены технологические пробы «Тэккен». Сварку проб выполняли на роботизированном комплексе FANUC ARC Mate 120iC плавящимся электродом различных марок (OK AristoRod 69, Св-08А) в среде защитных газов. Проведен комплексный металлографический анализ сварных соединений исследуемой стали в различных участках: металле шва, зоне термического влияния, на участке перехода от зоны термического влияния к основному металлу, а также в основном металле. Приведены распределения твердости по сечению во всех зонах сварного соединения, получены зависимости твердости HV_1 на каждом исследуемом участке при различных режимах сварки, а также выбранных сварочных материалах. Показано, что наиболее опасными являются участки частичного расплавления и перегрева (крупного зерна) сварного соединения, расположенные в корне шва в зоне конструктивного концентратора напряжений. Установлено, что применение для сварки корневого прохода толстолистового проката присадочной проволоки пониженной прочности, так же, как и повышение температуры начала сварки, обеспечивают сопротивляемость образованию холодных трещин сварных соединений высокопрочной хладостойкой стали марки 20Г2СМРА.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Шалимов М. П. Сварка вчера, сегодня, завтра. / М. П. Шалимов, В. И. Панов, Е. Б. Вотинова — 2-е изд., испр. и доп. — Екатеринбург : УрФу, 2015. — 310 с.
2. Lahtinen T., Vilaça P., Peura P., Mehtonen S. MAG welding tests of modern high strength steels with minimum yield strength of 700 MPa / T. Lahtinen, P. Vilaça, P. Peura, S. Mehtonen // Applied Sciences. 2019. Vol. 9, Iss. 5. 1031. DOI: 10.3390/app9051031.
3. Куприянова О. А. Высокопрочные хладостойкие стали нового поколения: история, современное состояние и перспективы развития // Сталь. 2023. № 5. С. 45–51.
4. Жарков С. В., Степанов П. П., Багмет О. А., Эфрон Л. И. Влияние условий охлаждения на микроструктуру и ударную вязкость сварных соединений, выполненных автоматической многодуговой сваркой под флюсом // Черные металлы. 2022. № 7. С. 35–41.
5. Куприянова О.А., Тиньгаев А.К., Иванов М.А., Полецков П.П. Анализ сопротивляемости образованию холодных трещин при сварке высокопрочной хладостойкой стали. Черные металлы. 2024. № 6. С. 31-41.

REFERENCES

1. Shalimov M.P. Welding yesterday, today, tomorrow ./M.P. Shalimov, V.I. Panov, E.B. Votinova - 2nd ed., Rev. and add. - Yekaterinburg: UrFu, 2015. – p. 310.
2. Lahtinen T., Vilaça P., Peura P., Mehtonen S. MAG welding tests of modern high strength steels with minimum yield strength of 700 MPa / T. Lahtinen, P. Vilaça, P. Peura, S. Mehtonen // Applied Sciences. 2019. Vol. 9, Iss. 5. 1031. DOI: 10.3390/app9051031.
3. Kupriyanova O.A. High-strength cold-resistant steels of a new generation: history, current state and development prospects//Steel. 2023. № 5. P. 45-51.
4. Zharkov S.V., Stepanov P.P., Bagmet O.A., Efron L.I. Influence of cooling conditions on the microstructure and impact strength of welded joints made by automatic submerged arc welding//Ferrous metals. 2022. № 7. S. 35-41.
5. Kupriyanova O.A., Tingaev A.K., Ivanov M.A., Poletskov P.P. Analysis of resistance to the formation of cold cracks during welding of high-strength cold-resistant steel. Ferrous metals. 2024. № 6. P. 31-41.

УДК 621.791.13

Наталья Николаевна Неустроева[1*], Маргарита Андреевна Карпеева[1], Анна Сергеевна Ниговий[1]

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*]*neustroeva.2021@corp.nstu.ru*

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ СВАРКИ

Изучение биметаллических соединений никель-алюминий, сформированных методом магнитно-импульсной сварки, позволило установить взаимосвязь между параметрами соударения и морфологией межфазной границы. Анализ показал, что угол и скорость соударения определяет конфигурацию границы соединения, которая может быть как прямой, так и волнообразной. Микроструктурный анализ выявил зоны перемешивания, в которых содержится твёрдый раствор никеля и алюминия, а также наноразмерные интерметаллиды. Исследование распределения микротвердости в области сварного шва и околошовных зонах позволило оценить механические свойства соединения.

Ключевые слова: магнитно-импульсная сварка, интреметаллические соединения, никель, алюминий.

Natalya N. Neustroeva, Margarita A. Karpeeva, Anna S. Nigoviy

STRUCTURE AND PROPERTIES OF NICKEL AND ALUMINUM JOINTS PRODUCED BY MAGNETIC PULSE WELDING

The study of nickel-aluminum bimetallic joints, formed by magnetic pulse impact, made it possible to establish a relationship between the collision parameters and the morphology of the interfacial boundary. The analysis showed that the kinetic energy of the colliding surfaces is a key factor determining the configuration of the joint boundary, which can be both straight and wavy. Microstructural analysis revealed mixing zones containing a solid solution of nickel and aluminum, as well as nanosized intermetallics. The study of microhardness distribution in the weld zone and heat-affected zones made it possible to evaluate the change in the mechanical properties of materials caused by high-speed collision.

Key words: magnetic pulse welding, intermetallic copmounds, nickel, aluminum.

© Неустроева Н. Н., Карпеева М. А., Ниговий А. С.

Магнитно-импульсная сварка (МИС) – современный метод соединения материалов, основанный на использовании мощных импульсных магнитных полей. МИС позволяет создать неразъемные соединения разнородных металлов, которые невозможно получить сваркой плавлением. Примерами таких соединений являются соединения алюминия с медными, титановыми и никелевыми сплавами [1-4]. Сварка плавлением биметаллических соединений формирует в зоне соединения интерметаллиды, которые охрупчивают сварной шов и понижают его прочностные свойства. МИС позволяет формировать соединения с помощью высокоскоростного соударения без термического воздействия на шов. К другим преимуществам МИС можно отнести лёгкость автоматизации процесса и хорошую воспроизводимость результатов.

Соединения Al-Ni востребованы в авиационной, аэрокосмической и химической промышленности. В научной литературе до сих пор мало данных о структуре и свойствах сварного шва при МИС никелевых сплавов с алюминием. В связи с этим целью работы является исследование неразъемных соединений алюминия и никеля, полученных методом магнитно-импульсной сварки.

Эксперименты по магнитно-импульсной сварке проводились в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН. Были сформированы образцы, в которых в качестве исходных материалов использовали алюминий толщиной 1,5 мм и никель толщиной 0,4 мм. Разница этих образцов в том, что в одном случае пластина алюминия металась под углом 10°, а в другом – под углом 13°. Скорость соударения изменялась от начала до конца образца, от 360 м/с до 500 м/с. Ёмкость конденсатора составляла 3,4 мФ, напряжение – 5кВ.

Длина сварного шва в образце, сформированном под углом 10°, составила 21 мм, а в образце, сформированном под углом 13°, – 8 мм. Столь существенная разница в длине соединения свидетельствует о значительном влиянии угла наклона свариваемых поверхностей на процесс формирования шва при МИС.

Изучение микроструктуры соединений никеля и алюминия, полученных методом магнитно-импульсной сварки (МИС), выявило зависимость морфологии межфазной границы от скорости соударения. В частности, при относительно низких скоростях соударения наблюдается формирование преимущественно прямолинейной границы соединения, тогда как увеличение скорости приводит к появлению волнообразной границы. В зонах наиболее интенсивной волновой деформации регистрируется образование областей перемешивания материалов, представляющих собой твёрдый раствор никеля в алюминии. Размер областей перемешивания не превышает 15 мкм. Признаки локального расплавления с образованием наноразмерных интерметаллических фаз зафиксированы исключительно при достижении максимальных скоростей соударения.

Оценка микротвердости в зонах перемешивания показала, что её значения находятся в диапазоне 200–300 HV. Значительный рост микротвёрдости до 400 HV, зафиксированный в конце образца, сформированного при угле соударения 10°, указывает на образование интерметаллических фаз в области сварного шва.

Полученные результаты продемонстрировали, что путём варьирования режимами МИС можно контролировать фазовый состав зон перемешивания при создании неразъемных соединений никеля и алюминия. При этом интерметаллидные частицы характеризуются высокой дисперсностью и не содержат крупных пор трещин, что предотвращает риск разрушения сварного шва и обеспечивает его надёжность.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».

Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Новиков, А. М. Технологии сварки и прокатки. – Челябинск: Челябинский гос. ун-т, 2019. – 330 с.
2. Дудин А. А. Магнитно-импульсная сварка металлов / А. А. Дудин. - Москва : Металлургия, 1979. - 128 с.
3. Петров, Ю. С. Сплавы Al-Ni: физические свойства и применения. — Тюмень: Тюменский государственный университет, 2021. — 280 с.
4. Experimental and numerical investigations into magnetic pulse welding of aluminum alloy 6016 to hardened steel 22mbS / R. Drehmann, C. Scheffler, S. Winter et al. // Journal of Manufacturing and Materials Processing. - 2021.

REFERENCES

1. Novikov, A. M. Welding and Rolling Technologies. – Chelyabinsk: Chelyabinsk State University, 2019. – 330 p.
2. Dudin, A. A. Magnetic Pulse Welding of Metals / A. A. Dudin. – Moscow: Metallurgiya, 1979. – 128 p.
3. Petrov, Yu. S. Al-Ni Alloys: Physical Properties and Applications. – Tyumen: Tyumen State University, 2021. – 280 p.
4. Experimental and numerical investigations into magnetic pulse welding of aluminum alloy 6016 to hardened steel 22mbS / R. Drehmann, C. Scheffler, S. Winter et al. // Journal of Manufacturing and Materials Processing. - 2021.

УДК 620.178.162.2

Сергей Вячеславович Станкевич[1*], Дмитрий Игоревич Котов[2]

[1]Новосибирский Государственный Технический Университет, г. Новосибирск, Россия

[2]Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, Россия

[*]*stankevich.2016@corp.nstu.ru*

ИЗНАШИВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА В УСЛОВИЯХ СУХОГО ТРЕНИЯ С ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕМ

Проведены триботехнические испытания образцов из аустенитной стали Гадфильда с различным размером зерна. Показано, что наибольшей износостойкостью обладают образцы с мелкозеренной аустенитной структурой. Методом растровой электронной микроскопии были выявлены основные дефекты, образующиеся на поверхности в процессе износа. Анализ эволюции поверхностных дефектов позволил выявить особенности механизмов разрушения поверхностных слоев высокомарганцевой стали в условиях сухого трения с проскальзыванием.

Ключевые слова: сталь Гадфильда, изнашивание, динамическое воздействие, трение качения с проскальзыванием, вторичные структуры.

Sergey Vyacheslavovich Stankevich, Dmitry Igorevich Kotov

WEAR OF HADFIELD STEEL SURFACE LAYERS UNDER DRY SLIDING

Tribological tests were carried out on samples of austenitic Hadfield steel with different grain sizes. It was shown that the highest wear resistance is exhibited by samples with a fine-grained austenitic structure. The main defects formed on the surface during wear were identified using scanning electron microscopy. The analysis of the surface defect evolution revealed the specific mechanisms of failure of the surface layers of high-manganese steel under dry sliding friction conditions.

Key words: Hadfield steel, wear, dynamic loading, rolling-sliding friction, secondary phases.

Высокомарганцовистые стали с содержанием 7…20 масс.% Mn, патент на которые был получен в 1883 году английским металлургом Робертом Эбботом Гадфильдом, благодаря особым механическим и триботехническим свойствам в течение длительного времени относятся к числу наиболее востребованных литейных легированных сплавов [1].

© Станкевич С.В., Котов Д.И.

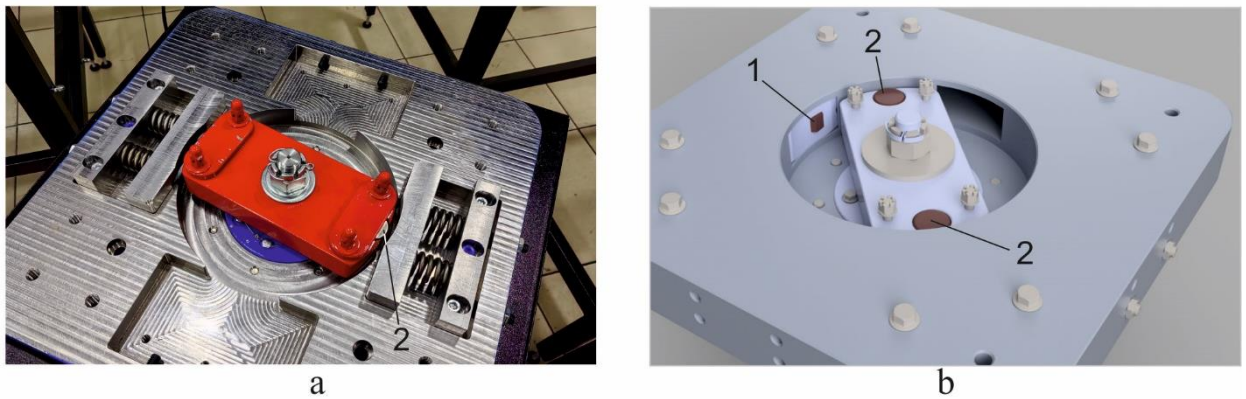
Основным фактором, который объясняет широкое применение стали Гадфильда является высокая стойкость в условиях абразивного изнашивания. Анализ поведения стали 110Г13Л при эксплуатации в присутствии абразива выполнен во множестве работ отечественных и зарубежных специалистов [2, 3]. Показано, что эксплуатация высокомарганцевых сталей в условиях сухого трения скольжения может сопровождаться измельчением зёренной структуры и деформационно-индуцированными фазовыми превращениями γ→ε→α′. Такой эффект способствует повышению твердости в деформированном слое до 576 *HV*, что превышает исходную твердость стали Гадфильда в три раза [4]. Однако, в литературе анализу схемы изнашивания, совмещающей в себе трение качения и скольжения, то есть трение качения с проскальзыванием, внимание уделялось гораздо в меньшей степени, чем абразивному изнашиванию.

Цель данной работы заключается в изучении механизма деградации поверхностных слоев образцов из стали Гадфильда при ударном воздействии цилиндрического ролика, скользящего и катящегося по поверхности трения. Одна из методических задач, поставленных в работе, связана с разработкой установки трения, позволяющей одновременно реализовать три вида механического воздействия на образцы из исследуемых материалов – удар, скольжение и качение.

1. Материалы и методы исследования

Для проведения триботехнических исследований использовали два типа стальных образцов со структурой аустенита. В данной работе они именовались крупно- и мелкозернистыми. Размер аустенитных зерен в образце с крупнозернистой структурой составлял 1,6 мм. В Образце с мелкозеренной структурой - 90 мкм.

Триботехнические исследования материалов проводили на оригинальной установке, общий вид и основные элементы которой представлены на рис. 1.



a b

Рис. 1 – Установка для проведения триботехнических испытаний.
а – общий вид, б – 3D-модель установки.
1 – исследуемый образец, 2 – контртело (стальной цилиндр).

Изнашивание образцов осуществлялось в отсутствии смазки двумя контртелами. При вращении рычага со скоростью 1000 оборотов в минуту стальные цилиндры под действием центробежной силы смещаются в осевом направлении и при встрече с образцами оказывают на них динамическое воздействие. При взаимодействии с образцами не зафиксированные стальные цилиндры имеют возможность проворачиваться относительно своих осей. Окружная скорость перемещения ролика относительно изнашиваемой поверхности составляла 13 м/с. К поверхности образца ролики прижимались с силой 274 Н.

2. Результаты исследований и их обсуждение

Результаты изнашивания двух типов образцов представлены на рис. 2. Более высокая скорость изнашивания зафиксирована при исследовании образцов с крупнозернистым строением. Полученные результаты позволяют сделать вывод о благоприятном влиянии границ зерен аустенитной структуры на стойкость стали Гадфильда.

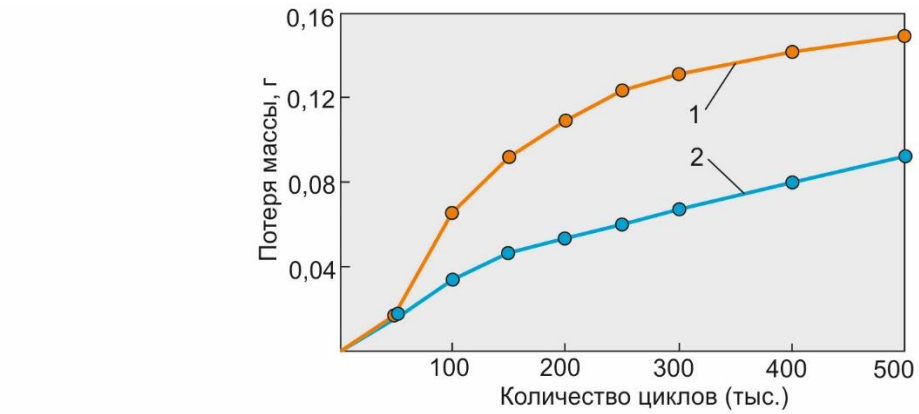
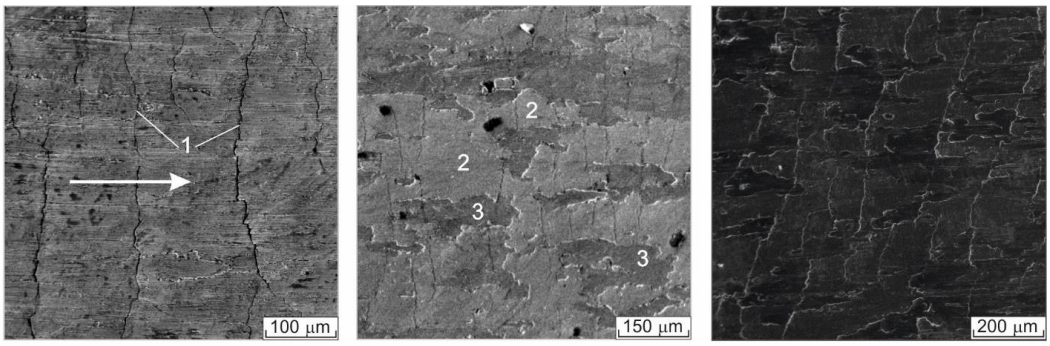


Рис. 2 Результаты изнашивания образцов из стали Гадфильда с крупным (1) и мелким (2) зерном аустенита

Примеры дефектов, характерных для процесса деградации поверхности трения, зафиксированы методом растровой электронной микроскопии (рис. 3). К их числу относятся трещины, распространяющиеся перпендикулярно поверхности трения (1), а также фрагменты деформированного контртелом сплава (2), и участки, в пределах которых произошло отслоение поверхностно деформированных слоев (3). Таким образом стойкость материала в процессе триботехнических испытаний определяется той скоростью, с которой происходит отслоение материала при его взаимодействии с контртелом.



a b c

Рис. 3 – Изнашивание поверхности образца из стали Гадфильда с образованием системы трещин и отслоением фрагментов деградированного поверхностного слоя. Стрелкой указано направление скольжения

3. Заключение

1. Схема триботехнических испытаний, основанная на динамическом взаимодействии стального цилиндра и исследуемого образца, эффективна при изучении механизма изнашивания материала в условиях трения качения с проскальзыванием.

2. Чередующиеся на поверхности трения участки формируют рельеф типа «шахматная доска». Основную нагрузку на этих полях испытывают выступающие участки, в пределах которых отслоения фрагментов поверхностного слоя не произошло.

3. Сталь с мелкозеренной структурой аустенита показала значительно меньший износ, чем сталь с крупным аустенитным зерном.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Hutchings I., Shipway P. Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. Oxford : Butterworth-Heinemann, 2017. 412 p.
2. Bayer R. G. Mechanical Wear Fundamentals and Testing. Revised and Expanded ed. Boca Raton : CRC Press, 2004. 395 p.
3. Filippov M. A., Makarov A. V., Sheshukov O. Yu. Wear and Selection of Wear-Resistant Materials. Moscow : Infra-Inzheneriya, 2025. 316 p.
4. Buckley D. H. Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear, and Lubrication. Amsterdam : Elsevier, 1981. 631 p.

УДК 539.893

Роман Вячеславович Сундеев,[1,2*], Анна Владимировна Шалимова[1], Станислав Олегович Рогачев[3]

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

[2]Институт электрофизики и электроэнергетики Российской Академии наук, г. Санкт-Петербург, Россия

[3]НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия

[*]*sundeev55@yandex.ru*

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

В работе исследовалась возможность образования мульти металлического композита из двух разнородных сплавов $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$ в ходе деформации кручением под высоким давлением (КВД) при комнатной температуре. В ходе исследования этого процесса применялись различные структурные методы исследования: рентгенофазовый анализ, просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения, сканирующая электронная микроскопия с электронным микрозондовым анализатором в режиме отраженных электронов. Также проводили измерения твердости и модуля индентирования. Установлено наличие консолидации разнородных слоев в ходе КВД. Исследованы структурные аспекты процесса консолидации. Выявлено, что ведущую роль в консолидации разнородных слоев при КВД играет способ соединения материалов путем их совместной большой пластической деформации.

Ключевые слова: композит, большая пластическая деформация, кручение под высоким давлением, слоистые структуры, фазовые превращения.

Roman V. Sundeev, Anna V. Shalimova, Stanislav O. Rogachev

FEATURES OF FORMATION OF AMORPHOUS-NANOCRYSTALLINE COMPOSITES BY THE METHOD OF EXTREME IMPACTS

The possibility of the formation of a multi-metal composite from two dissimilar alloys, $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ and $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$, upon high-pressure torsion (HPT) at room temperature has been studied by various structural research methods such as X-ray diffractometry, high-resolution transmission electron microscopy, scanning electron microscopy with an electron microprobe analyzer in the mode of backscattered electrons, and the measurement of indentation hardness and modulus of the composite constituents. The consolidation of the

© Сундеев Р. В., Шалимова А. В., Рогачев С. О.

dissimilar layers upon HPT has been established, and the structural aspects of the bonding process have been examined. It is revealed that the leading role in the consolidation of the dissimilar layers upon HPT belongs to the method of joining materials by their coupled severe plastic deformation.

Key words: composite, severe plastic deformation, high-pressure torsion, layered structures, phase transformation.

Кручение под высоким давлением (КВД) в настоящее время широко используется для создания нанокомпозитов и гибридных материалов [1]. Как правило, создаваемые с помощью КВД, современные гибридные материалы с уникальными свойствами формируются из нанокристаллических материалов с различной исходной структурой [2]. В этом случае, исходные слои фрагментируются в ходе КВД. Конечная структура, как правило, представляет собой смесь наноразмерных фрагментов исходных структурных составляющих. Возникающая большая плотность дефектов (границ зерен и межфазных границ, дислокационных композиций и др.) в таких композитах приводит к повышению их механических свойств. В случае создания композитов из слоев аморфных и аморфно/кристаллических материалов [3], должны консолидироваться не только различные по химическому составу, но и топологически различные слои. Исследования показали, что важную роль в этом случае играет не только структура слоев – прекурсоров [4], но и структура переходной области между ними [5]. Как правило, аморфные и нанокристаллические слои, выбранные для формирования композита, сами претерпевают различные фазовые превращения в ходе КВД. В этом случае не исключено возникновение ранее не исследованных структурных композиций, в том числе переходных областей разного типа, которые могут оказывать влияние на способы формирования композита. В настоящей работе проводили прицельный анализ эволюции структуры в ходе формирования многослойных мульти металлических композитов (ММК) из топологически разнородных металлических слоев в режиме совместной деформации при КВД. Изучали изменения структур в различных слоях и на границах (или переходных областях) между ними. На основании полученных данных оценивали как степень взаимного влияния структурных изменений разнородных слоев, так и возможный механизм консолидации в ходе коллективной деформации.

Заготовки ММК в виде сэндвича, составленного из трех лент: двух кристаллических из сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, и одной аморфной ленты из сплава $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$ деформировали КВД при квазигидростатическом давлении 6 ГПа в плоских наковальнях, диаметром 8 мм. Аморфную ленту $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$ располагали между двумя кристаллическими лентами $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$. Составляющие слои ММК получали методом закалки из расплава со скорость охлаждения $\approx 10^6$ К/с. Аморфную ленту сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

подвергали отжигу при 500С°, 30 мин на воздухе для достижения кристаллического состояния. Трехслойные ММК образцы позволяли исследовать структурные изменения в ходе формирования многослойных композитов и поведение прекурсоров в режиме нарастающей совместной деформации при КВД. Исследования проводили непосредственно в различных слоях, и на границах (или переходных областях) между ними.

Структурно-фазовые превращения фиксировали на образцах после КВД при величинах деформации, соответствующих числу оборотов подвижной наковальни ***n*** = 2, 5, 8, 16 и 25.

Предварительные рентгеноструктурные исследования внешних слоев ММК показало, что уже после КВД ***n*** = 1 во внешних исходно кристаллических слоях $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ММК начинают развиваться процессы деформационной аморфизации. СЭМ изображения структуры в поперечных сечениях ММК: в центре и середине радиуса образцов в зависимости от величины деформации КВД, представлены на рис. 1а. Видно, что положение и толщина слоев изменяется что, связано, с градиентом величины деформации вдоль радиуса образца, характерного для КВД. Начиная с деформации ***n*** = 5, на краях композита наблюдается не только утонение и измельчение слоя $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$, но и перемешивание слоев, а также формирование многослойных структур.

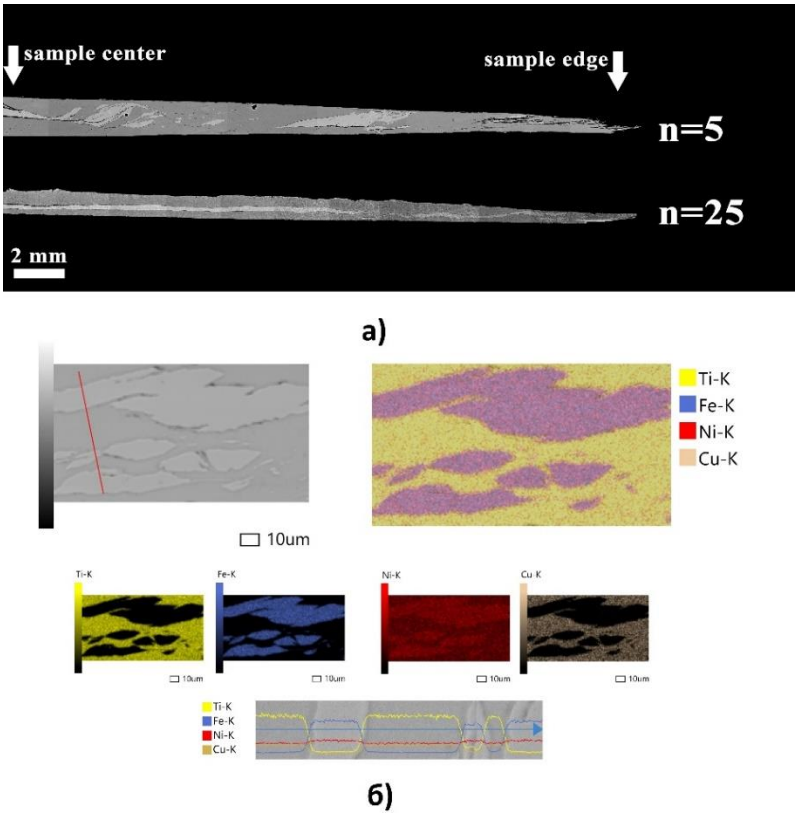


Рис. 1. СЭМ изображения структуры МКК: *а* – поперечное сечение образцов после КВД; *б* – распределение химических элементов ММК по сечению композита после КВД при ***n*** = 25.

ПЭМ исследования структуры ММК в районах полной консолидации образца выявили, наличие разных типов областей консолидации (границ) разнородных слоев уже после КВД при $\boldsymbol{n}$ = 5. В одних местах между слоями формируется, переходная рыхлая область, общая ширина которой колеблется в пределах 1-10 нм. В других местах того же образца область консолидации можно выявить только по разному контрасту на ПЭМ изображениях из-за разной рассеивающей способности атомов в слоях, составляющих ММК, и по разной ширине гало на изображениях Фурье-трансформант.

Как следует из рис. 1б средний химический состав материалов прекурсоров после деформации остается практически неизменным по сравнению с исходным состоянием. Не отмечается также образования фаз ни в переходных зонах, ни внутри слоев. Таким образом, в пределах ошибки измерения, химический состав слоев после деформации соответствует исходному состоянию.

Ведущую роль в механизме консолидации аморфных слоев при КВД играет способ соединения материалов путем их совместной глубокой пластической деформации. Фрагменты аморфных сплавов $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$ и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ сильно сближаются, как показано экспериментально, появляются непрерывные границы. Соседние атомы образуют новые химические связи, возникающие за счёт перекрытия (обобществления) их валентных электронов и, вследствие, действия сил межатомного взаимодействия создается соединение разнородных слоев.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Beygelzimer Y. Synthesis of hybrid materials by severe plastic deformation: A new paradigm of SPD processing / Y. Beygelzimer, Y. Estrin, R. Kulagin // Advanced engineering materials. 2015. № 17. P. 1853-1861. https://doi.org/10.1002/adem.201500083.
2. Luo D. The fabrication of high strength Zr/Nb nanocomposites using high-pressure torsion / Luo D. [et al.] // Materials Science and Engineering: A. 2020. № 790. P. 139693. https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139693.
3. Han J.-K. Bulk-state reactions and improving the mechanical properties of metals through high-pressure torsion / J.-K. Han [et al.] // Materials Transactions. 2019. № 60 (7). P. 1131-1136. https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201908.
4. Korznikova G. Microstructure and mechanical properties of Cu-graphene composites produced by two high pressure torsion procedures / G. Korznikova [et al.] // Materials Characterization. 2020. № 161. P. 110122. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110122.
4. Kulagin R. Instabilities of interfaces between dissimilar metals induced by high pressure torsion / R. Kulagin [et al.] // Mater. Letters. 2018. № 222. P. 172-175. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.03.200.

УДК 669-1

Марина Романовна Сухова[1]*, Иван Сергеевич Каманцев[1], Денис Ринатович Салихянов[1,2], Владимир Павлович Швейкин[1]

[1]ФГБУН Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия

[2]ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

[*]*murxus99@gmail.com*

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ПРИ ПРОКАТКЕ В КОМПОЗИТНОЙ ОБОЛОЧКЕ

В данной работе рассмотрен способ прокатки образцов из инструментальной стали в композитной оболочке, состоящей из алюминиевого сплава и конструкционной углеродистой стали. Проведено сравнение микроструктуры образцов из инструментальной стали, прокатанных в композитной оболочке и без нее, но с последующей термической обработкой. Зафиксировано повышение микротвердости у образцов, прокатанных в композитной оболочке, по сравнению с образцами, прокатанными без оболочки, причем при увеличении степени деформации, происходит увеличение микротвердости исследуемых образцов. При этом формируется структура естественного композита.

Ключевые слова: инструментальная сталь, прокатка, термообработка, микротвердость, микроструктура.

Marina R. Sukhova, Ivan S. Kamantsev, Denis R. Salikhyanov, Vladimir P. Shveikin

FEATURES OF MICROSTRUCTURE FORMATION AND MECHANICAL PROPERTIES OF TOOL STEEL DURING ROLLING IN COMPOSITE SHELL

The longitudinal rolling method of tool steel specimens in a composite shell consisting of an aluminum alloy and carbon structural steel is investigated in this paper. A comparison was made between the microstructures of tool steel samples rolled in the composite shell and without it, followed by heat treatment. An increase in microhardness was observed in the samples rolled in the composite shell compared to those rolled without it. Moreover, an increase in the shrinkage led to a further increase in microhardness of the tested samples.

Key words: tool steel, rolling processes, heat treatment, microhardness, microstructure.

Одним из способов повышения твердости сталей является деформационно-термическая обработка (ДТО), которая заключается в

сочетании деформации и структурных превращений в едином технологическом процессе [1]. В данной работе за основу взят способ термомеханической обработки тонких листов, описанный в патенте RU 2 748 006 C1 [2]. В качестве объекта исследования была использована инструментальная сталь с химическим составом, представленном в таблице 1.

Таблица 1

Массовая доля элементов, %

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	Fe
0,69	0,28	0,27	0,18	0,005	0,012	0,08	0,18	ост.

Деформационно-термическая обработка была проведена по режимам, приведенным в таблице 2.

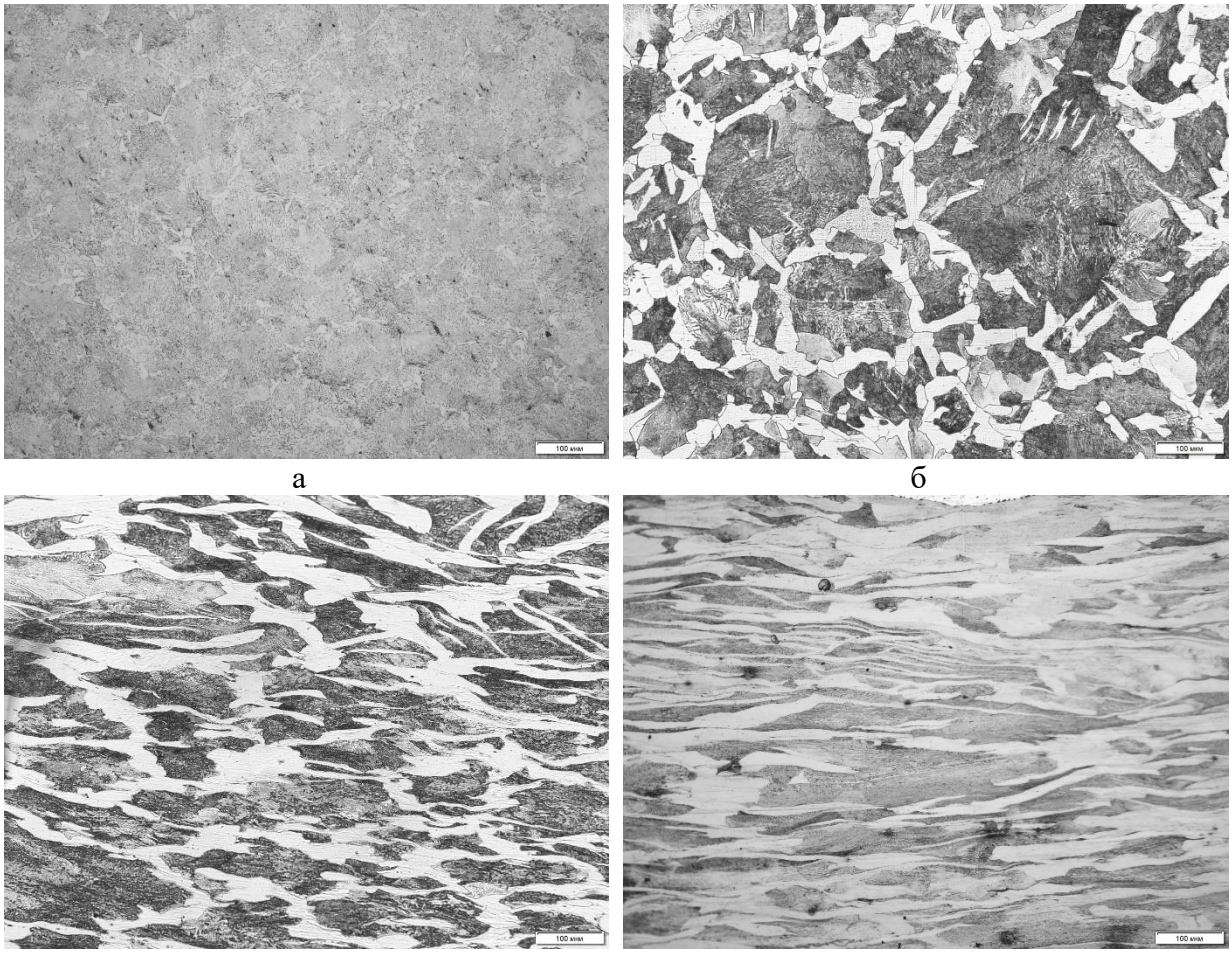
Таблица 2

Режимы прокатки и термической обработки

Режим 1	Нагрев стали в состоянии поставки до 1000 °С, выдержка в течение 1 ч, прокатка (относительное обжатие 80%), нагрев до 1150 °С, выдержка в течение 3 ч, охлаждение вместе с печью.
Режим 2	Нагрев стали в состоянии поставки до 1000 °С, выдержка в течение 1 ч, прокатка (отн. обж. 80%), нагрев до 1150 °С, выдержка в течение 3 ч, охлаждение вместе с печью. Размещение образца в композитную оболочку, нагрев до 600 °С, выдержка в течение 30 мин, прокатка (относительное обжатие 45%), охлаждение на воздухе.
Режим 3	Нагрев стали в состоянии поставки до 1000 °С, выдержка в течение 1 ч, прокатка (отн. обж. 80%), нагрев до 1150 °С, выдержка в течение 3 ч, охлаждение вместе с печью. Размещение образца в композитную оболочку, нагрев до 600 °С, выдержка в течение 30 мин, прокатка (относительное обжатие 73%), охлаждение на воздухе.

На рисунке 1 показана микроструктура исследуемой стали, до и после проведенных режимов ДТО (шлифы подготовлены вдоль направления прокатки). В состоянии поставки преобладает структура пластинчатого перлита. После горячей прокатки с относительным обжатием 80% и термической обработки при 1150 °С в течение 3 ч с последующем охлаждением в печи (режим 1) наблюдаются зерна пластинчатого перлита и ферритная сетка. После первого режима и последующей прокатки в композитной оболочке, состоящей из алюминиевого сплава и конструкционной углеродистой стали, с относительным обжатием 45% (режим 2) наблюдается деформированный

пластинчатый перлит с прослойками феррита. После первого режима и последующей прокатки в композитной оболочке, с относительным обжатием 73% (режим 3) отмечается значительное удлинение зерен и формирование волокнистой структуры, состоящей из перлитных и ферритных прослоек.



а б в г

Рис. 1. Микроструктура инструментальной стали до и после ДТО (увеличение х200): а – состояние поставки, б – режим 1, в – режим 2, г – режим 3

После режимов 2-3 наблюдается повышение твердости в стали, что может быть обусловлено увеличением числа дефектов кристаллического строения, таблица 3.

Таблица 3

Среднее значение микротвердости, HV 0,1

Состояние поставки	Режим 1	Режим 2	Режим 3
203±13	177±49	295±19	359±18

Таким образом, установлено, что микроструктурные изменения, вызванные увеличением степени пластической деформации, приводят к

существенному деформационному упрочнению. При этом реализация процесса прокатки в композитной оболочке позволяет формировать структуру идентичную структуре естественного композита.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. — 6-е изд. перераб. и доп. — Москва : Металлургия, 1986. — 544 с.
2. Патент № 2748006 Российская Федерация, МПК B21B 1/38 (2006.01). Способ термомеханической обработки тонких листов труднодеформируемых марок сталей : № 2020132065 : заявл. 28.09.2020 : опубл. 18.05.2021 / Каманцев И.С., Салихянов Д.Р., Волков В.П. – 9 с.

REFERENCES

1. Gulyaev, A. P. Metallovedenie / A. P. Gulyaev. — 6-e izd. pererab. i dop. — Moskva : Metallurgiya, 1986. — 544 c.
2. Patent № 2748006 Rossiyskaya Federatsiya, MPK B21B 1/38 (2006.01). Sposob termomekhanicheskoy obrabotki tonkikh listov trudnodeformiruemykh marok staley : № 2020132065 : zayavl. 28.09.2020 : opubl. 18.05.2021 / Kamantsev I.S., Salikhyanov D.R., Volkov V.P. – 9 s.

УДК 669

Анастасия Владимировна Ткачук[1*], Владислав Альфредович Хотинов[1]

[1]Уральский Федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

[*]*a.v.tkachyk@mail.ru*

СОПОСТАВЛЕНИЕ КРИВЫХ НА РАСТЯЖЕНИЕ И УДАРНЫЙ ИЗГИБ ДЛЯ ОЦЕНКИ ОХРУПЧИВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ СТАЛИ 20Х13

Современные методики позволяют анализировать не только связь характеристик на растяжение и ударного изгиба, но и другие свойства материалов. Испытания на растяжение и ударный изгиб является аттестационными для различных материалов.

В работе были изучены образцы стали 20Х13 после закалки 1050 °С и отпуска. Представлены данные по испытаниям на растяжение и ударную вязкость. Проведен анализ диаграмм растяжения, механических свойств исследуемых сталей после испытаний на растяжение и ударный изгиб. Фактографическим методом исследован рельеф поверхности разрушения.

Ключевые слова: отпуск, испытание на растяжение, ударная вязкость, микроструктура, фрактография.

Anastasia V. Tkachuk, Vladislav A. Khotinov

COMPARISON OF TENSILE AND IMPACT BENDING CURVES TO EVALUATE EMBRITTLEMENT OF MATERIALS USING THE EXAMPLE OF 20X13 STEEL

Modern techniques make it possible to analyze not only the relationship between tensile and impact bending characteristics, but also other properties of materials. Tensile and impact bending tests are certification tests for various materials.

In the work, samples of 20X13 steel were studied after quenching at 1050° C and tempering. Data on tensile and impact strength tests are presented. The diagrams of tension and mechanical properties of the studied steels after tensile and impact bending tests are analyzed. The relief of the fracture surface has been studied by the factographic method..

Key words: tempering, tensile testing, impact strength, microstructure, fractography.

Сопоставление кривых проводилось на примере стали 20Х13. Сталь 20Х13 применялась при исследовании как модельный сплав, поскольку в

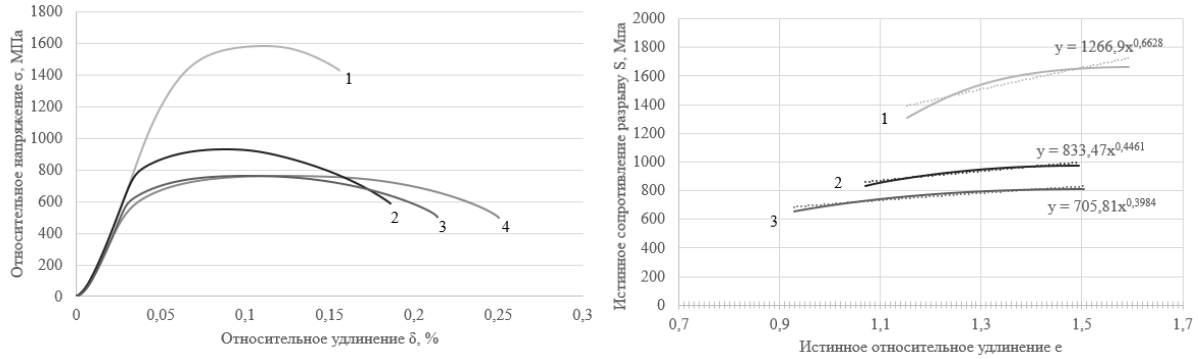
© Ткачук А. В., Хотинов В. А.

данной стали при отпуске выше температуры 550 °С наблюдается выделение карбидов внутри зерна и по границам, что приводит к охрупчиванию стали.

Испытания на растяжение и ударный изгиб могут использоваться для оценки чувствительности стали к охрупчиванию путем анализа изменения механических свойств, таких как прочность, пластичность и ударная вязкость.

Образцы стали 20Х13 подвергали закалке при 1050 °С с последующим отпуском при температурах 550, 650, 750, и 820 °С и временем выдержки $\tau_{выд}$ = 30 мин. Испытания на растяжение проводили на цилиндрических образцах с длиной рабочей части 30 мм. Испытания на ударную вязкость проводили на стандартных образцах квадратного сечения с V-образным концентратором напряжений. Фрактографические исследования после механических испытаний проводили с использованием электронного микроскопа JEOL.

В результате испытаний на растяжение образцов стали 20Х13 после закалки и отпуска установлено, что для образца после отпуска 550 °С значения прочностных свойств $\sigma_{0,2}$ = 1240 МПа, $\sigma_в$ = 1585 МПа, что значительно превышает аналогичные свойства для образцов после отпуска при температурах 650, 750 и 820 °С. Для образца после отпуска 750 °С прочностные характеристики меньше в 2 раза ($\sigma_{0,2}$ = 620 МПа, $\sigma_в$ = 760 МПа).



а *б*

Рис. 1. Кривые растяжения образцов стали 20Х13 после закалки и отпуска при 550 ºС (кривая 1), 650 ºС (кривая 2), 750 ºС (кривая 3) и 820 ºС (кривая 4) в условных (а) и истинных координатах (б)

Анализ кривых растяжения σ = f (δ) (рис. 1) показал, что с ростом величины коэффициента деформационного упрочнения снижаются пластические характеристики, причем для сталей, подвергнутых отпуску при 650 и 750 °С изменения менее значительны в сравнении с образцом после отпуска при 550 °С.

Увеличение температуры отпуска приводит к снижению коэффициента деформационного упрочнения, что связано с выделением карбидов, которые являются барьером для движения дислокаций.

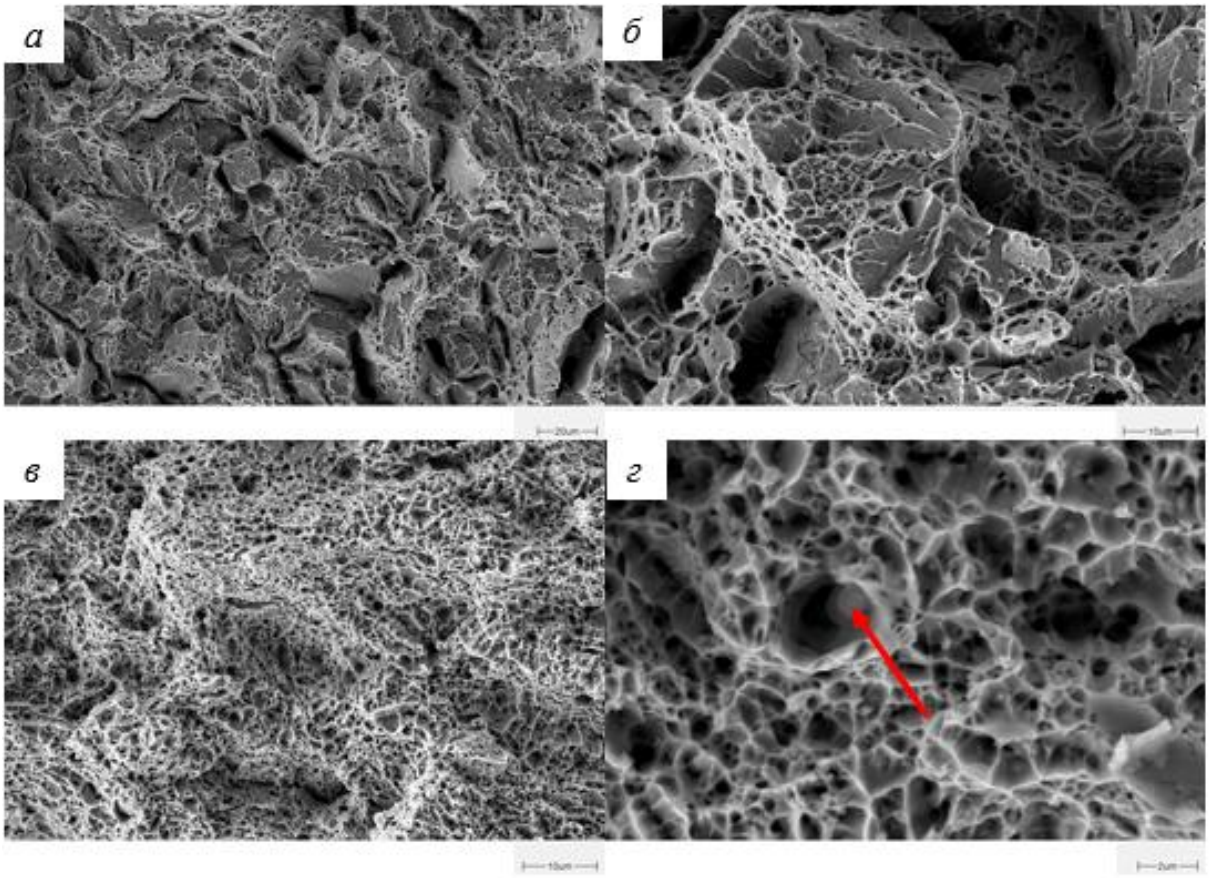
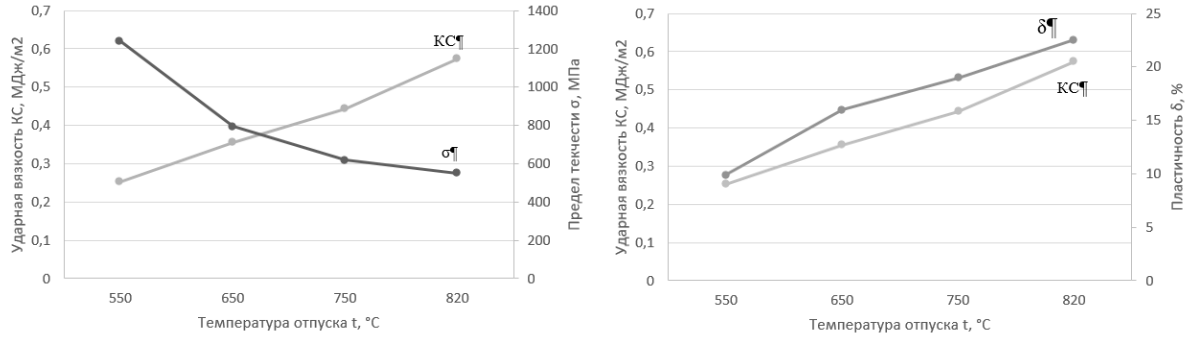


Рис. 2 Изображение поверхности разрушения после испытаний на растяжение: а, б – после закалки и отпуска 550 °С; в, г – после закалки и отпуска 820 °С

Ударная вязкость стали после отпуска при температуре 550 °С составляет 0,25 МДж/м^2, пластичность 9,9 %. Это объясняется тем, что при температуре отпуска 500 °С начинается выделение карбидов Cr7C3, приводящее к охрупчиванию. Далее с повышением температуры происходит интенсивное выделение карбидов, их коагуляция. При этом пластичность и ударная вязкость симметрично возрастают. После отпуска при температуре 650 °С ударная вязкость составляет 0,356 МДж/м^2, при повышении температуры до 820 °С - 0,57 МДж/м^2, пластичность возрастает с 16 % после отпуска 650 °С до 22,5 % (после отпуска 820 °С)

Сопоставление кривых растяжения и ударного изгиба при оценке охрупчивания стали заключается в анализе двух разных характеристик поведения материала: кривая растяжения описывает его механические свойства при статической нагрузке (прочность, пластичность), в то время как испытания на ударный изгиб показывают способность поглощать энергию при динамической нагрузке (ударная вязкость).



а *б*

Рис. 3. Сопоставление механических свойств стали 20Х13 после закалки и отпуска: а – сопоставление прочностных свойств и ударной вязкости; б – сопоставление пластичности и ударной вязкости

Пластические свойства и ударная вязкость симметрично растут с повышением температуры отпуска, в то же время прочностные свойства уменьшаются с ростом ударной вязкости.

Испытания на растяжение чувствительны к охрупчиванию стали, так как оно приводит к снижению пластичности и склонности к хрупкому разрушению без заметной пластической деформации. Охрупчивание проявляется в виде снижения пластичности и ударной вязкости стали, и эти изменения могут быть зафиксированы при растяжении путем наблюдения за изменением соотношения прочности, пластичности и ударной вязкости в образцах.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Материаловедение / Б.Н. Арзамасов [и др.] ; под ред. Б.Н. Арзамасова. М. : Машиностроение.1986. 384 с.
2. Современные инструментальные методы исследования механических свойств: учебное пособие / В.А. Хотинов, В.М. Фарбер, О.В. Селиванова, А.Н. Морозова.— Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2017.— 96 с.

REFERENCES

1. Materials Science / B.N. Arzamasov [et al.] ; edited by B.N. Arzamasov. Moscow : Mashinostroenie Publ., 1986. 384 p.
2. Modern instrumental methods for studying mechanical properties: a textbook / V.A. Khotinov, V.M. Farber, O.V. Selivanova, A.N. Morozova. Yekaterinburg : Ural Publishing House. University, 2017. 96 p.

УДК 669.14:620.18:620.172:620.178.3

Юлия Викторовна Худорожкова[1*], Сергей Владимирович Буров[1], Анна Моисеевна Поволоцкая[2], Дмитрий Иванович Вичужанин[1], Лариса Сергеевна Горулева[1]

[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия

[2]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия

[*]*khjv@mail.ru*

ВЛИЯНИЕ СТАДИЙ СТАТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 09Г2С

В работе приведены результаты исследования структуры и свойств пластически деформированных образцов из стали 09Г2С.

Установлено, что комплексное применение физико-механических и структурных методов исследования позволяет достоверно регистрировать изменения структуры и свойств на различных участках. Рассчитано распределение деформации и макронапряжений в образце на разных стадиях кривой растяжения. Рассмотрена взаимосвязь механических и физических свойств исследуемой стали со структурами с разной степенью деформации от начала пластического деформирования и вплоть до образования макродефекта. Представленный комплексный подход может быть использован для оценки изменений прочностных и пластических характеристик низкоуглеродистой стали 09Г2С.

Ключевые слова: пластическая деформация, одноосное растяжение, очаг разрушения, коэрцитивная сила, дифференциальная магнитная проницаемость, конструкционная сталь, механические свойства, профилометрия, шероховатость поверхности, остаточные макронапряжения.

Yulia V. Khudorozhkova, Anna M. Povolotskaya, Sergey V. Burov, Dmitry I. Vichuzhanin, Larisa S. Goruleva

INFLUENCE OF STATIC LOADING STAGE ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF 09G2S STEEL

This paper presents the results of a study of the structure and properties of plastically deformed 09G2S steel specimens.

It was found that simultaneous use of physical, mechanical, and structural research methods allows reliably reveal changes in properties and structure at each deformation stage. The distribution of strain and macrostresses in the

© Худорожкова Ю.В., Буров С.В., Поволоцкая А.М., Вичужанин Д.И., Горулева Л.С.

specimen at different stages of the stress-strain curve was calculated. The connection between the mechanical and physical properties of the steel under study with structures exhibiting varying degrees of deformation, from the very begining of plastic flow to the formation of a macrodefect, is considered. The presented integral approach can be used to assess changes in the strength and plastic properties of 09G2S low-carbon steel.

Key words: plastic deformation, uniaxial tension, fracture nucleation, coercive force, differential magnetic permeability, structural steel, mechanical properties, profilometry, surface roughness, residual macro stresses.

Актуальность работы обусловлена проблемами, возникающими при определении остаточного ресурса материала и оценке уровня напряжений, возникающих в элементах конструкций. Многие исследования посвящены структурным превращениям, протекающим в процессе деформации, особое внимание уделяется рассмотрению процессов деформирования и эволюции структуры материалов на мезоуровне. Локализация пластической деформации на различных масштабных уровнях связана с дефектами структуры соответствующего масштаба. И это является одной из основных особенностей процесса деформирования материалов с различной структурой. Именно в зонах локализации пластической деформации происходит формирование дефектной структуры, дефекты являются концентраторами напряжений и потенциальными очагами разрушения [1–9]. Методы неразрушающего контроля направлены на выявление существующих и развивающихся дефектов, однако обнаружение мест развития локализованной деформации на ранних стадиях их образования и развития является перспективной и важной задачей неразрушающего контроля. Известно, что возникновение значительных структурных неоднородностей в отдельных объемах материала при пластической деформации приводит к неоднородности распределения магнитных характеристик, поскольку в местах с дефектной структурой существенно затруднены процессы намагничивания и перемагничивания [10], что приводит к повышению коэрцитивной силы, снижению магнитной проницаемости и, соответственно, увеличению магнитного сопротивления этих участков. В работах [11–15] показана возможность использования магнитных методов при изучении процессов зарождения и формирования дефектов, в том числе и без остановки процессов нагружения.

В настоящей работе для проверки возможности обнаружения зон локализации пластической деформации различными методами проведены эксперименты по определению магнитных свойств, механических характеристик и изучение структуры, пластически деформированных образцов углеродистой стали после одноосного растяжения.

В работе использовали плоские разрывные образцы, изготовленные из листа отожженной стали 09Г2С с размерами поперечного сечения 20×4 мм и длиной рабочей части 100 мм. Образцы испытывали на сервогидравлической испытательной установке INSTRON 8801, оснащенной оптическим комплексом Strain Master для анализа полей перемещений и деформаций методом корреляции цифровых изображений, и на гидравлической испытательной машине Tinius Olsen Super “L60”. Были определены физический предел текучести $\sigma_т$ = 350 МПа и временное сопротивление разрушению $\sigma_в$ = 500 МПа, получены профили распределения компоненты ε_{yy} вдоль центральной оси по длине образца для изучения закономерностей пластического деформирования. Для оценки напряженно-деформированного состояния использовали математическое моделирование методом конечных элементов с использованием пакета ANSYS. По результатам моделирования определено распределение деформаций по длине образца. Макроструктуру изучали методом растровой электронной микроскопии с применением сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA II XMU и методом оптической микроскопии с применением тринокулярного инвертированного металлографического микроскопа AmScope. Измерение основных магнитных характеристик проводили после деформации на участках рабочей поверхности образцов с помощью магнитоизмерительного комплекса Remagraph C-500. Определяли коэрцитивную силу H_c, остаточную магнитную индукцию B_r в максимальном приложенном поле и максимальную магнитную проницаемость $\mu_{макс}$. Так же проводили определение этих характеристик в средних полях при максимальной магнитной индукции в образце 0,4 Тл и в слабых полях при максимальной магнитной индукции в образце 0,05 Тл. На оптическом профилометре Optical profiling system Veeco WYKO NT1100 исследовали изменение шероховатости и топографию поверхности образцов. Кинетическое микроиндентирование с записью диаграммы нагружения проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU. Рентгеноструктурные исследования для определения остаточных макронапряжений выполняли на дифрактометре SHIMADZU XRD-7000 с использованием монохроматизированного Kα-излучения хромового анода.

Проведены исследования структуры и свойств. В ходе исследования получены зависимости коэрцитивной силы, остаточной индукции и максимальной магнитной проницаемости от деформации. Деформация, которую испытывали различные участки образца, определялась моделированием по продольной оси пластически деформированных образцов низкоуглеродистой стали 09Г2С.

Показано, что образование макронарушений сплошности приводит к

изменению измеряемых магнитных параметров. Магнитные характеристики, измеренные на частных циклах перемагничивания в средних и слабых полях являются более чувствительными. Значения шероховатости, полученные с поверхности образца позволяют судить о величине деформации.

Выявлено, что по наличию, положению и высоте пиков как в области отрицательных полей, так и в области положительных полей на полевых зависимостях дифференциальной магнитной проницаемости, определенных при локальных измерениях на предельных циклах перемагничивания пластически деформированного изделия, можно судить об уровне деформации на рассматриваемом локальном участке объекта контроля. Закономерности, полученные в ходе исследований можно использовать для разработки магнитных методов обнаружения потенциальных очагов разрушения для ферромагнитных материалов на стадиях возникновения и роста. Так же результаты, полученные в ходе EBSD-анализа и результаты кинетического микроиндентирования, позволяют судить об изменении типа дислокационной субструктуры и о деформации, которую испытал материал.

Работа выполнена в рамках государственных заданий Минобрнауки России для ИМАШ УрО РАН (по теме № 124020700063-3) и ИФМ УрО РАН (по теме «Диагностика» № 122021000030-1). При выполнении работы было использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН. Расчеты с использованием пакета ANSYS проведены на суперкомпьютере «Уран» в ИММ УрО РАН.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1 Трусов П. В. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения / П. В. Трусов, А. И. Швейкин. Издательство СО РАН, Новосибирск, 2019. 605 с.
2 Panin V. E. Physical Mesomechanics as a New Paradigm at the Interface of Physics and Mechanics of a Deformable Solid / V. E. Panin, Yu. V. Grinyaev // Physical Mesomechanics. 2003. V. 6. P. 9–36.
3 Конева Н. А. Внутренние напряжения и их роль в эволюции мезоструктуры / Н. А. Конева // Вопросы материаловедения. – 2002. – № 1(29). – С. 103–112.
4 Конева Н. А. Современная картина стадий пластической деформации / Н. А. Конева, Э. В. Козлов // Вестник ТГУ. 2002. Т. 8, № 4. С. 514–518.
5 Zuev L. B. Model of Plastic Deformation and Failure of Solids / L. B. Zuev, V. V. Gorbatenko, L. V. Danilova // Russian Physics Journal. – 2022. V. 64, No. 9. P. 1666–1675. – DOI 10.1007/s11182-022-02505-8.
6 Zuev L. B. Plastic Flow as Spatiotemporal Structure Formation. Part I. Qualitative and Quantitative Patterns / L. B. Zuev, Y. A. Khon // Physical

Mesomechanics. 2022. V. 25, No. 2. P. 103–110. – DOI 10.1134/S1029959922020011.
7 Khon Y. A. Relaxation Mode of Macroscopic Plastic Deformation in Metals / Y. A. Khon, L. B. Zuev // Russian Physics Journal. – 2021. – V. 63, No. 9. P. 1545–1547. DOI 10.1007/s11182-021-02204-w.
8 Батаев И. А. Локализация пластического течения в низкоуглеродистой стали, деформированной взрывом / И. А. Батаев [и др.] // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14, № 1. С. 93–99.
9 Panin V. E. Physical mesomechanics of a deformed solid as a multilevel system. I. Physical fundamentals of the multilevel approach / V. E. Panin, V. E. Egorushkin, A. V. Panin // Physical Mesomechanics. 2006. V. 9 (3–4), P. 9–22.
10 Gorkunov E. S. Magnetic structural-phase analysis as applied to diagnosing and evaluating the lifetime of products and structural components. Part I / E. S. Gorkunov // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. 2015. Iss. 1. P. 6–40.
11 Nichipuruk A. P. Structure and magnetic properties of steam pipes of 12Kh1MF after a long time operation under creep conditions / A. P. Nichipuruk [et al]. // Defektoskopiya. 1995. No. 7. P. 62–67.
12 Gorkunov E. S. Effect of Plastic Deformation and Its Localization Zones on Magnetic Characteristics of Steel 45 / E. S. Gorkunov [et al.] // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2009. V. 45. No. 8. P. 521–525. DOI: 10.1134/S1061830909080014.
13 Zadvorkin S. M. Detecting plastic strain localization zones in steel products by the results of magnetic measurements / S. M. Zadvorkin, A. M. Povolotskaya // Procedia Structural Integrity. 2022. V. 40. P. 455–460. https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.04.062.
14 Khudorozhkova Yu. V. Detection of Prefracture Zones in Structural Materials by Magnetic and Optical Methods / Yu. V. Khudorozhkova [et al.] // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2023. Iss. 1. P. 24–40.
15 Khudorozhkova Yu. V. On the Possibility of Detecting Potential Fracture Nuclei in the 09G2S Steel by Magnetic Measurements / Yu. V. Khudorozhkova, A. M. Povolotskaya // Procedia Structural Integrity. 2024. V. 65. P. 121–126. https://doi.org/10.1016/j.prostr.2024.11.019.

REFERENCES

1 Trusov P. V. Multi-scale models of mono- and polycrystalline materials: theory, algorithms, application examples / P. V. Trusov, A. I. Shveykin. SO RAN Publ., Novosibirsk, 2019. 605 c.
2 Panin V. E. Physical Mesomechanics as a New Paradigm at the Interface of Physics and Mechanics of a Deformable Solid / V. E. Panin, Yu. V. Grinyaev // Physical Mesomechanics. 2003. V. 6. P. 9–36.

3 Koneva N. A. Internal stresses and their role in the evolution of the mesostructure / N. A. Koneva // Materials Science Issues. 2002. No. 1(29). P. 103–112.
4 Koneva N. A. Modern picture of the stages of plastic deformation / N. A. Koneva, E. V. Kozlov // Bulletin of TSU. 2002. V. 8, No. 4. P. 514–518.
5 Zuev L. B. Model of Plastic Deformation and Failure of Solids / L. B. Zuev, V. V. Gorbatenko, L. V. Danilova // Russian Physics Journal. 2022. V. 64, No. 9. P. 1666–1675. DOI 10.1007/s11182-022-02505-8.
6 Zuev L. B. Plastic Flow as Spatiotemporal Structure Formation. Part I. Qualitative and Quantitative Patterns / L. B. Zuev, Y. A. Khon // Physical Mesomechanics. 2022. V. 25, No. 2. P. 103–110. DOI 10.1134/S1029959922020011.
7 Khon Y. A. Relaxation Mode of Macroscopic Plastic Deformation in Metals / Y. A. Khon, L. B. Zuev // Russian Physics Journal. 2021. V. 63, No. 9. P. 1545–1547. DOI 10.1007/s11182-021-02204-w.
8 Bataev I. A. Localization of plastic flow in low-carbon steel deformed by explosion / I. A. Bataev [et al.] // Physical mesomechanics. 2011. V. 14, No. 1. P. 93–99.
9 Panin V. E. Physical mesomechanics of a deformed solid as a multilevel system. I. Physical fundamentals of the multilevel approach / V. E. Panin, V. E. Egorushkin, A. V. Panin // Physical Mesomechanics. 2006. V. 9 (3–4), P. 9–22.
10 Gorkunov E. S. Magnetic structural-phase analysis as applied to diagnosing and evaluating the lifetime of products and structural components. Part I / E. S. Gorkunov // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. 2015. Iss. 1. P. 6–40.
11 Nichipuruk A. P. Structure and magnetic properties of steam pipes of 12Kh1MF after a long time operation under creep conditions / A. P. Nichipuruk [et al]. // Defektoskopiya. 1995. No. 7. P. 62–67.
12 Gorkunov E. S. Effect of Plastic Deformation and Its Localization Zones on Magnetic Characteristics of Steel 45 / E. S. Gorkunov [et al]. // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2009. V. 45. No. 8. P. 521-525. DOI: 10.1134/S1061830909080014.
13 Zadvorkin S. M. Detecting plastic strain localization zones in steel products by the results of magnetic measurements / S. M. Zadvorkin, A. M. Povolotskaya // Procedia Structural Integrity. 2022. V. 40. P. 455–460. https://doi.org/10.1016/j.prostr.2022.04.062.
14 Khudorozhkova Yu. V. Detection of Prefracture Zones in Structural Materials by Magnetic and Optical Methods / Yu. V. Khudorozhkova [et al.] // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2023. Iss. 1. P. 24–40.
15 Khudorozhkova Yu. V. On the Possibility of Detecting Potential Fracture Nuclei in the 09G2S Steel by Magnetic Measurements / Yu. V. Khudorozhkova, A. M. Povolotskaya // Procedia Structural Integrity. 2024. V. 65. P. 121–126. https://doi.org/10.1016/j.prostr.2024.11.019.

УДК: 539.4, 539.25

Юрий Петрович Шаркеев[1,2*], Анна Юрьевна Ерошенко[1], Никита Андреевич Лугинин[1 1]

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН , г. Томск, Россия

[2] Национальный исследовательский томский политехнический университет, Россия

[*]*sharkeev@ispms.ru*

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ СОСТОЯНИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ТИТАНОВЫХ БИОИНЕРТНЫХ И МАГНИЕВЫХ РЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВАХ

Представлены результаты по получению, анализу и измерению характеристик ультрамелкозернистых (УМЗ) состояний в титановых биоинертных сплавах систем: Ti, Ti-Nb, Ti-Nb-Zr, Ti-Nb-Zr-Ta-Zn, и в магниевых резорбируемых сплавах систем: Mg-Ca, Mg-Zn-Zr-Ce и Mg-Y-Nd. Для получения УМЗ состояний в сплавах применен комбинированный метод интенсивной пластической деформации (ИПД), включающий мульти-АВС-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках. Полученные результаты демонстрируют эффективность ИПД как метода целенаправленного управления структурой и механическими свойствами титановых и магниевых сплавов.

Ключевые слова: ультрамелкозернистые состояния, титановые и магниевые сплавы, прочность и пластичность, интенсивная пластическая деформация.

Yurii P. Sharkeev, Anna Yu. Eroshenko, Nikita A. Luginin

ULTRAFINE-GRAINED STATES OBTAINED BY METHODS OF INTENSE PLASTIC DEFORMATION IN TITANIUM BIOINERT AND MAGNESIUM RESORBABLE ALLOYS

The paper presents results on the design, analysis, and estimation of the mechanical and structural characteristics of ultrafine-grained (UFG) states in bioinert titanium alloys of the Ti, Ti-Nb, Ti-Nb-Zr, Ti-Nb-Zr-Ta-Zn systems and in resorbable magnesium alloys of the Mg-Ca, Mg-Zn-Zr-Ce, and Mg-Y-Nd systems. A complex method of severe plastic deformation, including multi-ABC pressing and multipass rolling in grooved rolls, was used to produce UFG states in titanium and magnesium alloys. The obtained results demonstrate the effectiveness of severe plastic deformation as the method for purposeful control of the structure and mechanical properties of titanium and magnesium alloys.

© Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Лугинин Н.А.

Key words: ultrafine-grained states, titanium and magnesium alloys, strength and plasticity, severe plastic deformation.

Биомедицинское материаловедение является развивающемся направлением науки о материалах. Особое место занимают материалы для замещения костной ткани организма. В настоящее любой элемент костной системы живого человека может быть заменен искусственным имплантатом или конструкцией. В качестве материалов для имплантатов применяют металлы, сплавы, керамику, полимеры и углеродные материалы. Наиболее широко применяются металлические материалы. Среди них можно выделить два типа сплавов, это биоинертные титановые сплавы и резорбируемые магниевые сплавы. Два типа сплавов имеют различающиеся физико-химические свойства и соответственно разные применения.

Металлы и сплавы должны иметь заданные механические свойства (пределы прочности и текучести, твердость, предельная пластичность, циклическая долговечность, модуль упругости и др.). Повышение уровня механических характеристик сплавов осуществляется за счет формирования УМЗ и/или мелкозернистого (МЗ) состояний в результате применения термодеформационных обработок, включая методы ИПД. Все это определяет актуальность темы, направленной на решение задач, связанных с повышением уровня механических характеристик и с выявлением влияния структурного состояния на механические и коррозионные свойства сплавов.

Представлены результаты по получению ультрамелкозернистых состояний в титановых сплавах систем Ti, Ti-Nb, Ti-Nb-Zr, Ti-Nb-Zr-Ta-Zn и в магниевых сплавах систем Mg-Ca, Mg-Zn-Zr-Ce и Mg-Y-Nd, анализу и измерению их механических и структурных характеристик.

Для получения УМЗ состояний в титановых сплавах применен комбинированный метод ИПД, который включад три этапа. На первом этапе проводилось многоступенчатое abc-прессовании заготовок сплава в пресс-форме с понижением температуры прессование и поворотом оси деформации перед каждой следующем прессованием. Второй и третий этапы данного подхода заключались в выполнении многоходовой прокатки в ручьевых валках при комнатной температуре и последующего дорекристаллизационного отжига. В титановых сплавах удалось достигнуть измельчения элементов зеренной структуры со средним размером в интервале 200-300 нм в зависимости от типа сплава, что соответствует УМЗ состоянию и обеспечивает существенное повышение механических свойств. Результаты приведены в таблице.

Для магниевого сплава Mg-Zn-Zr-Ce был использован также комбинированный метод пластической деформации. Сплавы Mg-Y-Nd и Mg-Ca обрабатывались методом обратной экструзии. Показано, что для

сплава Mg-Zn-Zr-Ce применение комбинированной пластической деформации приводит к формированию УМЗ структуры со средним размером зерна 1,0±0,7 мкм, при этом распределение является одномодальным. Формирование УМЗ-состояния сопровождается значительным ростом прочностных характеристик: предел текучести достигает 250 МПа, временное сопротивление разрыву превышает 270 МПа, при относительном удлинении не менее 3 %.

Для сплавов Mg-Y-Nd и Mg-Ca экструзия обеспечивает формирование бимодальной структуры, включающей первую ультрамелкозернистую моду размером 1,0±0,7 мкм и вторую крупнозернистую моду со средним размером зерна 40,0±20,0 мкм для сплава Mg-Y-Nd и 90,0±50,0 мкм для сплава Mg-Ca. Такое структурное состояние обеспечивает повышение прочности при сохранении высокой пластичности: предел текучести составляет 180–205 МПа, временное сопротивление разрыву 225–390 МПа, относительное удлинение достигает 21,5 %. Пластичность обусловлена формированием благоприятной кристаллографической текстуры и активацией дополнительных механизмов пластической деформации после экструзии. Результаты приведены в таблице.

Таблица

Механические характеристики титановых и магниевых сплавов

Сплав / состояние	Предел упругости, $\sigma_{02,}$ МПа	Предел прочности $\sigma_{в,}$ МПа	Пластическая деформация, $\varepsilon_{,\%}$	Микро-твердость, Hμ, МПа	Модуль упругости, E, ГПа
Ti-45Nb / КК	350	700	14,5	2300	50
Ti-45Nb / УМЗ	420	1150	6,5	3100	60
Ti-42Nb-7Zr / КК	350	550	8,7	1700	42
Ti-42Nb-7Zr / УМЗ	480	1100	4,6	2800	36
Ti-39.5Nb-5Zr / КК	420	580	18	2090	65
Ti-39.5Nb-5Zr / УМЗ	460	1100	12	2670	-
Ti-39.5Nb-5Zr-2Ta-2Sn / КК	430	510	13	2020	63
Ti-39.5Nb-5Zr-2Ta-2Sn / УМЗ	470	780	12	2400	65
Mg-2.9Y-1.3Nd / КК	150	230	12	860	33
Mg-2.9Y-1.3Nd / МЗ	220	340	21	1210	35

Mg-1.0Zn-0.1Zr-0.1Ce / КК	90	190	13	605	10
Mg-1.0Zn-0.1Zr-0.1Ce / МЗ	250	270	3	750	12

Полученные результаты демонстрируют эффективность ИПД как метода целенаправленного управления структурой и механическими свойствами биоинертных титановых и биорезорбируемых магниевых сплавов для медицинских приложений.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0005.

СЕКЦИЯ 6

Термическая обработка сталей и сплавов

УДК 669.15–194.2, 620.17, 621.78

Сергей Игоревич Борисов[1*], Евгений Сергеевич Ткачёв[1], Иван Сергеевич Никитин[1], Рустам Оскарович Кайбышев[1]

[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия

[*]*borisov_si@bsuedu.ru*

ПОВЫШЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С 0,33С ПРИ ОБРАБОТКЕ ЗАКАЛКА–РАСПРЕДЕЛЕНИЕ–ОТПУСК

В работе исследовано влияние термической обработки «закалка–распределение» и «закалка–распределение–отпуск» на механические свойства экономно легированной высокопрочной стали Fe–0,33C–1,85Si–1,44Mn–0,58Cr. Обработка «закалка–распределение» позволяет получать высокую прочность (предел прочности до 1780 МПа) и твердость (~50 HRC), однако ударная вязкость остается на довольно низком уровне. Дополнительный низкотемпературный отпуск способствует оптимизации механических свойств, обеспечивая значительный рост предела текучести (до 1430 МПа) и повышение ударной вязкости (до 31 Дж) при удовлетворительной пластичности. Показано, что обработка «закалка–распределение–отпуск» является более предпочтительной для достижения оптимального комплекса механических свойств.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, обработка закалка–распределение, механические свойства, ударная вязкость, твердость.

Sergey I. Borisov, Evgeniy S. Tkachev, Ivan S. Nikitin, Rustam O. Kaibyshev

IMPROVEMENT OF IMPACT TOUGHNESS OF HIGH-STRENGTH 0.33C STEEL BY QUENCHING–PARTITIONING–TEMPERING TREATMENT

The work investigates the influence of "Quenching and Partitioning" (Q&P) and "Quenching–Partitioning–Tempering" (Q–P–T) heat treatments on the mechanical properties of Fe–0.33C–1.85Si–1.44Mn–0.58Cr low–alloy steel. The Q&P treatment makes it possible to achieve high strength (UTS up to 1780 MPa) and hardness (~50 HRC); however, the impact toughness remains at a relatively low level. An additional low–temperature tempering enhances the mechanical properties, ensuring a significant increase in YS (up to 1430 MPa) and enhanced toughness (up to 31 J) while maintaining satisfactory ductility. It is shown that the "Quenching–Partitioning–Tempering" (Q–P–T) treatment is more preferable for achieving an optimal combination of mechanical properties.

Key words: high–strength steel, quenching and partitioning, mechanical properties, impact toughness, hardness.

© Борисов С. И., Ткачёв Е. С., Никитин И. С., Кайбышев Р.О.

Термическая обработка «закалка–распределение» (от англ. Quenching and Partitioning – Q&P) была разработана для стабилизации значительного количества остаточного аустенита в современных высокопрочных сталях [1]. Она включает в себя закалку в соляную ванну, нагретую до температуры закалки ($T_З$), с изотермической выдержкой в ней. $T_З$ должна находиться между температурами начала и конца мартенситного превращения. Следующим этапом является изотермический отжиг в соляной ванне, нагретой до температуры распределения ($T_Р$), которая обычно выше температуры начала мартенситного превращения. В ходе этой операции происходит перераспределения углерода из первичного мартенсита, в нетрансформированный аустенит, что повышает его химическую стабильность [1]. Элементы замещения не перераспределяются между фазами из–за их малой подвижности при относительно низких температурах. При «распределении» могут происходить следующие процессы: трансформация части остаточного аустенита в бейнит и выделение переходных карбидов. Оба этих процесса конкурируют с обогащением аустенита углеродом и их невозможно полностью подавить, но можно ограничить контролируя температуру и время выдержки [2,3]. После «распределения», при окончательном охлаждении на воздухе или в воде, часть остаточного аустенита трансформируется во вторичный мартенсит, который содержит почти такое же количество углерода, что и остаточный аустенит, что в разы больше, чем в первичном мартенсите [4]. Обработка Q&P с последующим отпуском (Quenching – Partitioning – Tempering (Q–P–T)), может быть использована для получения более высокой прочности за счет дополнительного вклада от дисперсионного упрочнения при выделении равномерно распределенных дисперсных карбидов в процессе отпуска [3]. В работе T.Y.Hsu [5] в результате анализа механизмов упрочнения ряда сталей, обработанных методом Q–P–T, показано, что дисперсное упрочнение играет важную роль в обеспечении высокой прочности структуры реечного мартенсита с высокой плотностью дислокаций, закрепленных атмосферами атомов углерода.

Исследуемая сталь с химическим составом, % (масс.): Fe–0,33C–1,85Si–1,44Mn–0,58Cr была выплавлена в открытой индукционной печи с последующим электрошлаковым переплавом. Готовый слиток гомогенизировали при 1150 °C в течение 4 ч с последующей горячей ковкой при 1150 – 950 °C. Из полученной заготовки были вырезаны образцы, которые подвергались обработке закалка–распределение. Эта обработка заключалась в аустенитизации при 900 °C в течение 10 минут с последующей закалкой в соляной ванне, нагретой до 190/210/230/250/270 °C, и выдержкой в ней в течение 30 с. Затем следовала изотермическая выдержка в соляной ванне при 350 °C в течение 20 с и охлаждение в воду

комнатной температуры. Часть образцов после обработки закалка–распределение была подвергнута отпуску при 280 °C в течение 1 часа.

Испытания на растяжение были выполнены с использованием универсальной испытательной машины Instron 5882 при комнатной температуре на плоских образцах с длиной рабочей части 35 мм и поперечным сечением 7×3 мм. Ударную вязкость KCV определяли на стандартных образцах с V–образным надрезом с рабочим сечением 10×8 мм^2 и длиной 55 мм с использованием маятникового копра Instron IMP460 согласно стандарту ASTM E–23.

Таблица

Механические свойства стали после термической обработки «закалка–распределение» (Q&P) и «закалка–распределение–отпуск» (Q–P–T)

	$T_З$, °C	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Удлинение, %	Ударная вязкость, Дж	Твердость, HRC
Q&P	190	1180	1710	7.5	10	50±0.7
	210	1100	1730	5.9	7	50±0.9
	230	1060	1700	12.2	5	50±0.9
	250	1170	1570	1.8	7	49±0.3
	270	1180	1780	10.3	9	50±0.3
Q-P-T	190	1350	1640	8.2	25	49±0.4
	210	1350	1650	8.5	22	48±0.1
	230	1340	1660	9.5	29	49±0.3
	250	1380	1690	8.1	29	48±0.2
	270	1430	1720	8.3	31	49±0.4

В представленной таблице продемонстрировано влияние Q&P и Q–P–T обработки с различными температурами закалки на механические свойства стали. После обработки по режиму «закалка–распределение» сталь демонстрирует высокий предел прочности, достигающий 1780 МПа при температуре закалки 270 °C, и стабильно высокую твердость около 50 HRC. После такой обработки наблюдался значительный разброс в величинах относительного удлинения. В частности, при $T_З$ = 250 °C образец разрушился хрупко в зоне равномерного удлинения, без локализации деформации. Несмотря на высокие значения относительного удлинения для отдельных режимов обработки ($T_З$ = 230 °C, $T_З$ = 270 °C), сталь демонстрирует низкие значения ударной вязкости, не превышая 10 Дж для всех исследуемых температур закалки. Применение обработки с последующим отпуском по схеме Q–P–T позволяет одновременно увеличить в несколько раз ударную вязкость и обеспечить более высокий предел текучести до 1350–1430 МПа. При этом предел прочности сохраняется на уровне 1640–1720 МПа. Подавление хрупкого механизма

разрушения при такой обработке способствует развитию деформационного упрочнения без разрушения при испытаниях на растяжение и удовлетворительному относительному удлинению в пределах 8–9,5%.

Таким образом для исследуемой стали обработка «закалка–распределение–отпуск» является более предпочтительной по сравнению с обработкой «закалка–распределение» (Q&P) по рассмотренным режимам. Она позволяет достичь высоких показателей предела прочности и текучести, при удовлетворительной пластичности и повышенной ударной вязкости.

Работа выполнена в рамках программы Приоритет 2030, проект №25110065. При выполнении работ использовалось оборудование Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Santofimia M. J. Overview of mechanisms involved during the quenching and partitioning process in steels / M. J. Santofimia, L. Zhao, J. Sietsma //Metallurgical and Materials Transactions A. 2011. V. 42. №. 12. P. 3620-3626. https://doi.org/10.1007/s11661-011-0706-z
2. Caballero F. G. New experimental evidence on the incomplete transformation phenomenon in steel / F. G. Caballero [et al.] //Acta Materialia. 2009. V. 57. №. 1. P. 8-17. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.08.041
3. Wang X. D. Mechanism exploration of an ultrahigh strength steel by quenching–partitioning–tempering process / X. D. Wang, Z. H. Guo, Y. H. Rong //Materials Science and Engineering: A. 2011. V. 529. P. 35-40. https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.08.050
4. Seo E. J. Microstructure-mechanical properties relationships for quenching and partitioning (Q&P) processed steel / E. J. Seo [et al.] // Acta Materialia. 2016. V. 113. P. 124–139. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.048
5. Hsu T.Y. Strengthening and toughening mechanisms of quenching–partitioning–tempering (Q–P–T) steels / T.Y. Hsu, X.J. Jin, Y.H. Rong // JALCOM. 2013. V. 577S. P. S568–S571. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.02.016

УДК 539.3

Иван Сергеевич Бражников[1*], Александра Эдуардовна Федосеева[1],
[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия
[*] *brazhnikov@bsuedu.ru*

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ 12%CR СТАЛИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Проведено исследование влияния термомеханической обработки (ТМО) на малоцикловую усталость (МЦУ) новой 12% Cr стали с повышенным содержанием бора и пониженным содержанием азота. ТМО включало в себя чередующиеся операции отжига и деформации при температуре 1050°C с целью устранения зерен дельта-феррита. При амплитуде деформации от 0,3 до 1% наблюдается циклическое упрочнение. При амплитуде деформации 1% образцы после ТМО демонстрируют амплитуду напряжение выше ~ на 50 МПа в сравнении с СТО. Также, амплитуда напряжения в середине количества циклов нагружения во всем диапазоне амплитуд деформации выше ~ на 5-8% у образцов после ТМО. Однако образцы после СТО выдерживают ~ на 13-36% циклов больше по сравнению с ТМО.

Ключевые слова: жаропрочная сталь мартенситного класса, механические свойства, малоцикловая усталость, циклическое разупрочнение, усталостное разрушение.

Ivan S. Brazhnikov, Alexandra E. Fedoseeva

EFFECT OF THERMOMECHANICAL TREATMENT ON LOW-CYCLE FATIGUE OF 10%CR STEEL AT ROOM TEMPERATURE

A study was conducted to investigate the effect of thermomechanical treatment (TMT) on low-cycle fatigue (LCF) of a new 12% Cr steel with increased boron and reduced nitrogen content. Cyclic strengthening is observed at strain amplitudes from 0.3 to 1%. At a strain amplitude of 1%, TMT-treated specimens exhibit a stress amplitude that is approximately 50 MPa higher than those treated with STT. Furthermore, the stress amplitude at the midpoint of the number of loading cycles across the entire strain amplitude range is approximately 5-8% higher for TMT-treated specimens. However, STT-treated specimens can withstand approximately 13-36% more cycles than those treated with TMT.

Key words: creep-resistant martensitic steel, mechanical properties, low-cycle endurance, cyclic softening, fatigue failure.

© Бражников И. С., Федосеева А. Э.

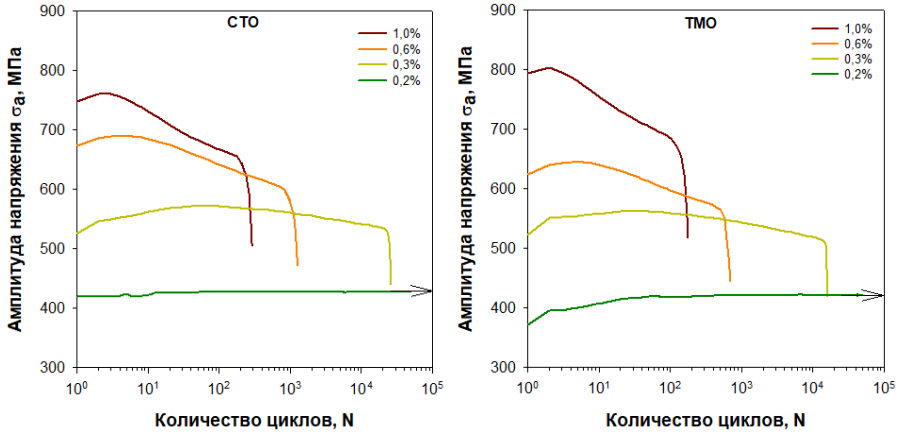
В настоящее время идет активный переход современных угольных теплоэлектростанций по всему миру на суперсверхкритические параметры пара (ССКП) а именно, температура ~ 650°C и давление ~ 35 МПа [1]. Переход на ССКП позволит увеличить КПД теплоэлектростанций, но для этого нужны материалы, которые можно эксплуатировать в таких условиях. Перспективным направлением для решения этой задачи является модифицирование новых жаропрочных сталей с содержанием хрома от 9 до 12%, которые эксплуатируются с неравновесной структурой [1]. Такие стали обладают хорошими показателями ползучести и длительной прочности. Однако усталостные характеристики модифицированных сталей остаются неисследованными. Целью данной работы является оценка влияния термомеханической обработки на усталостные характеристики новой 12% Cr стали с позиции, не приводит ли применение ТМО к ухудшению поведения при малоцикловой усталости.

Исследуемая сталь имела следующий химический состав, вес.%: Fe (осн.) – 0.11%C – 0.01%B – 0.003%N – 11.4%Cr – 2.98%Co – 2.47%W – 0.62%Mo – 0.76%Cu – 0.23%V – 0.04%Nb – 0.03%Ni – 0.02%Si – 0.04%Mn – 0.03%Al. Слитки исследуемой стали были гомогенизированы при 1150°C в течении 16 ч. с последующей ковкой до ε ~ 1. Окончательная термообработка исследуемой стали была разделена на стандартную обработку (СТО) и термомеханическую обработку (ТМО). СТО включала в себя закалку с 1070°C в течении 1 ч с охлаждением на воздухе с последующим отпуском при 770°C в течении 3 ч. ТМО состояла из чередующихся операций отпуска и двусторонней ковки при температуре 1050°C с общим временем выдержки 8 ч и истинной степенью деформации около 5, после чего материал был подвержен длительной аустенитизации при температуре 1000°C в течение 24 ч с закалкой на воздухе и последующим отпуском при 770°C в течение 3 ч. Применение такой обработки обеспечило существенный прирост сопротивления ударным нагрузкам [2]. Испытания на МЦУ проходили при комнатной температуре и амплитудах деформации от 0,2 до 1% по схеме «растяжение-сжатие» с использованием цилиндрических образцов с диаметром рабочей части 5 мм и расчетной длинной 18 мм с использованием испытательной машины Instron 8801.

Испытания при амплитуде 0,2% были остановлены после достижения 50 тыс. циклов для всех образцов независимо от предварительной обработки. Несмотря на то, что при амплитудах деформации от 0,3 до 1% разница в количестве циклов до разрушения между образцами, подвергнутыми СТО и ТМО, лежит в пределах одного порядка, образцы после СТО демонстрируют большее количество циклов до разрушения в сравнении с образцами после ТМО.

На рис. 1 представлены графики амплитуды напряжения от количества циклов до разрушения для образцов после СТО и ТМО.

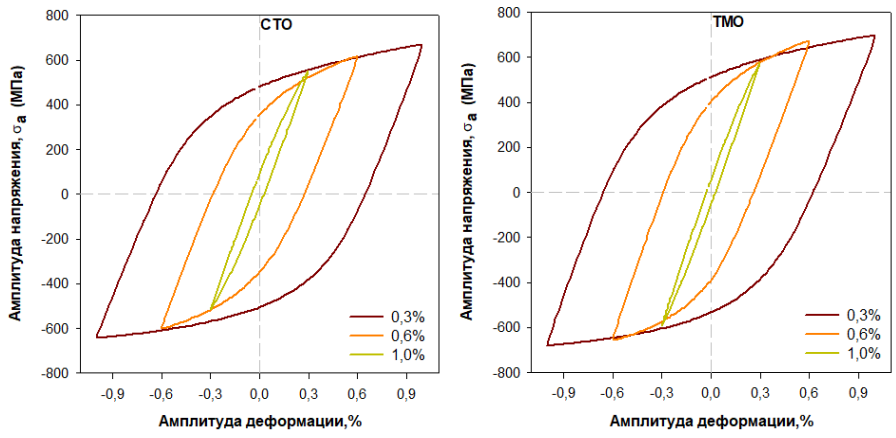
Амплитуда напряжения на первом цикле испытания образца после ТМО выше ~ на 50 МПа в сравнении с образцом после СТО при амплитуде деформации 1%. Однако при амплитуде деформации 0,6% амплитуда напряжения на первом цикле у образца после ТМО ниже, чем у образца после СТО ~ на 40МПа. При амплитуде деформации 0,3% образцы после СТО и ТМО демонстрируют одинаковые значения амплитуды напряжения на первом цикле.



а *б*

Рис. 1. Кривые амплитуды напряжения от количества циклов до разрушения для образцов подверженных СТО – (а) и ТМО – (б)

На рисунке 2 представлены петли гистерезиса исследуемой стали. Петли гистерезиса были построены из данных для цикла, соответствующего середине испытания (N_f/2).



а *б*

Рис. 2 Петли гистерезиса «Амплитуда напряжения – амплитуда деформации» в середине количества циклов нагружения образцов после СТО – (а) и ТМО – (б)

В таблице 1 представлены данные пластической составляющей и амплитуды напряжения, полученные из цикла (N_f/2). При увеличении амплитуды деформации от 0,3% до 1% вклад пластической составляющей в середине количества циклов у образцов после СТО и ТМО увеличивается

в 17 и 23 раза соответственно (табл.1). При амплитуде деформации 0,3% амплитуда пластической составляющей на ~ 27% выше у образцов после СТО. При высоких амплитудах деформации 0,6% и 1% различия в амплитуде пластической составляющей отсутствуют. Амплитуда напряжения в середине количества циклов нагружения во всем диапазоне амплитуд деформаций выше у образцов после ТМО. Так, разница в амплитудах напряжения лежит в интервале от 30 до 60 МПа.

Таблица 1

Данные малоцикловой усталости исследуемой стали, полученные в середине количества циклов нагружения

Амплитуда деформации ε_{ac}, %	Амплитуда пластической составляющей, ε_{ap} (%)		Амплитуда напряжения, $\sigma_a\,(N_f/2)$ (МПа)	
	СТО	ТМО	СТО	ТМО
0,3	0,037	0,027	534	584
0,6	0,279	0,277	608	664
1,0	0,642	0,642	656	688

Таким образом, применение ТМО к 12% Cr стали не оказывает негативного влияния на поведение при малоцикловой усталости.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Соглашение № 24-79-10112). Авторы выражают благодарность центру коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ" за предоставленное оборудование для проведения механических испытаний и структурных исследований.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Кайбышев Р.О. Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики. Жаропрочные свойства / Р. О. Кайбышев, В.Н. Скоробогатых, И.А. Щенкова // Физика металлов и металловедение. 2010. Т. 109. №. 2. С. 200-215.
2. Fedoseeva A. Impact toughness of a 12% Cr martensitic steel: conventional heat treatment vs. thermo-mechanical processing / A. Fedoseeva, R. Kaibyshev // Materials Letters. 2023. V. 334. № 133754.

REFERENCES

1. Kaibyshev R.O. New martensitic steels for protection against atmospheric influences. Heat-resistant properties / R.O. Kaibyshev, V.N. Skorobogatykh, I.A. Shchenkova // Physics of Metals and Metal Science. 2010. V. 109. №. 2. P. 200-215.
2. Fedoseeva A. Impact toughness of a 12% Cr martensitic steel: conventional heat treatment vs. thermo-mechanical processing / A. Fedoseeva, R. Kaibyshev // Materials Letters. 2023. V. 334. № 133754.

УДК 621.78

Юлия Викторовна Худорожкова[1], Сергей Владимирович Буров[1]*

[1]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия

[*]*burchitai@mail.ru*

ПРАКТИКА СНИЖЕНИЯ ПОВОДОК ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ ЛЕЗВИЙНОГО ИНСТРУМЕНТА

Лезвийный инструмент занимает важное место в бытовой и промышленно-технологической деятельности. Термическая обработка лезвийных заготовок практически всегда связана с таким видом дефектов, как поводки. В работе проанализированы основные причины образования поводок. Основными причинами являются неравномерности в химическом составе и в структуре, включая обезуглероженный, деформированный или оплавленный по периметру слой, неравномерность охлаждения, ползучесть или же исходное несоответствие геометрии заготовок. В работе представлен комплекс мер, основанный на практическом опыте по снижению доли изделий с поводками и снижения величины поводок при термообработке лезвийных заготовок.

Ключевые слова: закалка, поводка, коробление, рихтовка, обезуглероживание, лезвия, инструментальная сталь.

Yulia V. Khudorozhkova, Sergey V. Burov

PRACTICE OF REDUCING WARPING DURING HEAT TREATMENT OF BLADE TOOLS

Blade tools play an important role in household, industrial, and technological activities. Heat treatment of part of blade blanks often accompanied with warping. The paper analyzes the main causes of warping. The primary causes include uneven chemical composition and structure, including decarburized, deformed, or fused layers along the perimeter, uneven cooling, creep, or initially unstraight condition. The article proposes a set of actions based on practical experience to reduce the fraction of products with warping and to reduce the magnitude of warping during heat treatment of blade blanks.

Key words: quenching, warping, straightening, decarburization, blades, tool steel.

ВВЕДЕНИЕ

Стальной лезвийный инструмент (ножи разделочные, охотничьи, ножи деревообрабатывающих инструментов и станков, ножи

© Худорожкова Ю.В., Буров С.В.

специализированные, лезвия безопасных бритв, длинноклинковое холодное оружие) характеризуется формфактором, при котором заготовки инструмента имеют очень небольшую толщину, чуть большую ширину при значительной длине. В этом же формфакторе из инструментальных сталей изготавливаются лезвия спортивных саней, коньков, ленточные и штрипсовые пилы, измерительные и поверочные линейки. Перечисленные группы изделий обычно имеют очень малые допуски на отклонение от геометрии, производятся из инструментальных высокоуглеродистых сталей, чаще всего легированных. Пространственное отклонение от заданной геометрии, называемое поводкой или короблением, возникшее на стадии термической обработки, является распространенным дефектом, устранить который в силу низкой пластичности инструментальных сталей в закаленном состоянии – сложная задача. По этой причине до 30% почти готовых изделий могут отправляться на отжиг для правки и повторной термообработки.

В данной работе сделана попытка кратко систематезировать причины образования поводок а также поделиться практическим опытом по снижению доли изделий с поводками, снижения величины поводок.

АНАЛИЗ ПРИЧИН ПОВОДОК ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Очень часто заготовки не соответствуют геометрии уже перед началом термообработки, эта кривизна наследуется при закалке, и почти не исправима. Этот тип поводок не связан с процессом термообработки. В этой связи входной контроль и предварительная рихтовка заготовок важны.

В большинстве случаев для изготовления качественных лезвийных инструментов используются легированные высокоуглеродистые инструментальные стали с содержанием углерода 0,6…3,3%, значения содержания углерода выше 1,5 масс% чаще всего свойственны для сталей порошкового передела. Учитывая эти факты переход аустенита в мартенсит связан со значительным объемным эффектом от превращения (переохлажденный аустенит при превращении в мартенсит увеличивает объем), само превращение имеет точкой начала температуры Мн 250…100 °С, а температуры конца превращения Мк уходят в область 0…-100 °С. Время жизни - устойчивость переохлажденного аустенита, за которое необходимо достигнуть линии Мн (или что более важно, пройти ниже области температур выделения зернограничных карбидов и перлитного превращения), составляет от 1..3 секунд для углеродистых инструментальных сталей, до сотен или даже тысяч секунд у легированных сталей. В силу этого полнота и равномерность прохождения превращения связана со множеством таких факторов, как равномерность температуры и состава по сечению лезвийной заготовки, равномерность охлаждения по площади заготовки, наличие обезуглероженного слоя.

Легирование снижает в большинстве случаев и теплопроводность сталей, усиливая неравномерность охлаждения и перехода точки Мн по сечению. В глубинных слоях металла изменение объема является значительно стесненным и для превращения в аустенит с увеличением объема сердцевина закаливающейся заготовки должна раздвинуть наружные уже превращенные слои. Малейшие флуктуации содержания легирующих элементов, как связанные с ликвационной природой, так и с самим процессом предшествующей термообработки (карбидная неоднородность, обезуглероженный слой), приводят как и изменению температур критических точек по сечению, так и изменяют устойчивость остаточного аустенита во времени. Это также является причиной неравномерного прохождения мартенситного превращения и также результируется в виде поводок и короблений.

Обезуглероживание, особенно неравномерное, является важнейшей причиной поводок при термической обработке. Обычно обезуглероживание приобретается листом стали вследствие металлургических технологических процессов, длительных нагревов и отжигов, прокатки. В процессе закалочного охлаждения возникает ситуация, когда на обезуглероженной поверхности при более высокой температуре образуется феррит или низкоуглеродистый мартенсит, и когда при более низкой температуре превращение доходит до глубинных слоев с номинальным содержанием углерода, это превращение, сопровождается большим изменением объема и формированием напряжений, приводящих к упругой или пластической деформации. По мере дальнейшего охлаждения закалка высокоуглеродистого аустенита в основном объеме происходит в уже деформированном покоробленном состоянии, усугубляя его. Обычно на закаленных заготовках с односторонним обезуглероживанием обезуглероженный слой расположен с вогнутой стороны.

Неравномерное охлаждение может приводить к аналогичной ситуации. При одностороннем (неодинаковом с двух сторон) охлаждении возникает биметаллическое состояние неоднородное по фазовому составу и температуре: "слой аустенита – слой мартенсита", причем в зависимости от ряда факторов аустенит может быть горячим или переохлажденным. Впрочем эта ситуация имеет место и при быстром нагреве или при зонной закалке, когда возникает биметаллическое состояние "ферритокарбидная смесь–аустенит" или "ферритокарбидная смесь – мартенсит". Пластичность аустенита практически всегда выше, поэтому в таком динамически меняющемся биметалле мартенсит является высокопрочным и деформируется упруго, в то время как аустенит деформируется пластически. Возникает поводка. При выборе скоростей охлаждения идеальной траекторией кривой охлаждения будет недопущение выделения зернограничных карбидов, а затем из всех скоростей, дающих один и тот

же уровень итоговой твердости, следует выбирать наименьшую скорость охлаждения, для выравнивания температуры по объему. В этой связи и предварительное снятие спусков лезвий (формирование клиновидности, т.н. взрезка) способствует неравномерному охлаждению и поводкам.

Важной является технология заготовительного производства. При использовании вырубки в штампах, лазерной (или другой тепловой) резки, на краях лезвийной заготовки имеется напряженно-деформированная или оплавленная зона, в которой при нагреве рекристаллизационные процессы идут иначе, по сравнению со всем объемом, что также способствует формированию градиентных структур и полей напряжений, усиливающих поводки.

Ненадлежащая фиксация заготовки под нагрев приводит к провисанию или боковому сваливанию в результате процессов рекристаллизации и ползучести, так что на закалочное охлаждение подается уже кривая заготовка. Оптимальными является установка на ребро в коробках или гребенках или подвешивание в вертикальном положении. Исключается силовое воздействие на горячие аустенитизированные заготовки. Закалка и криообработка в заневоленном состоянии могут снизить, но не устраняют поводки.

КОМПЛЕКС МЕР ПО ПРЕДОТВРАЩЕНИЮ И СНИЖЕНИЮ ПОВОДОК

Причины возникновения поводок дают и решения задачи их предотвращения или снижения величины:

1. Входной контроль прямолинейности, по необходимости – предварительная правка заготовок до термической обработки.
2. По возможности исключение заготовительных операций, способствующих увеличению поводок, таких как лазерная и плазменная резка, рубка на гильотинных ножницах, необходимо отдавать предпочтение электроэрозионной и гидроабразивной резке,
3. По возможности исключение предварительного снятия "спусков" лезвия (формирования клиновидности) до термической обработки, предварительного неоднородного с двух сторон снятия материала для уменьшения толщины заготовок.
4. Нагрев в гребенках, в заневоленном или подвешенном состоянии, исключающий сваливание набок и провисание за счет рекристаллизации и ползучести.
5. Высадка из печи без силового захвата заготовок инструментом, например, захват за удерживающие приспособления, подложки, гребенки, проволочные подвесы.
6. Назначение мягких режимов нагрева, исключающего его неравномерность по сечению и длине заготовок.

7. Выбор наименьших скоростей охлаждения, позволяющих сформировать требуемую структуру и достигнуть требуемый уровень твердости. Наиболее критичным является небыстрое охлаждение в интервале мартенситного превращения.

8. Если заготовки, полученные как из листа или полосы, так и поковки, подвергаются шлифовке (другим видам обработки, уменьшающим толщину заготовки) перед термообработкой, то обезуглероженный слой должен быть удален одинаково с двух сторон заготовки или же следует вообще избежать предварительной шлифовки.

9. По возможности применение нейтральных или восстановительных сред, предотвращающих неравномерность обезуглероживания при нагреве под закалку. Это применение газовых и вакуумных сред нагрева, нагрев в расплавах солей, нагрев в контейнерах с небольшим количеством карбюризатора, нанесение защитных обмазок или покрытий.

10. Закалка и криообработка в заневоленном состоянии.

Все указанные способы снижения поводок прошли апробацию и показали свою эффективность в процессе термообработки лезвийных заготовок. Рихтовка изделий из инструментальных сталей с поводками представляет собой отдельное «искусство» сотрудников термической службы.

УДК 621.791.725

Александр Геннадьевич Маликов[1*], Игорь Евгеньевич Витошкин[1], Мария Ивановна Миронова[1], Евгений Викторович Карпов[2], Кирилл Владимирович Захарченко[2], Константин Эдуардович Купер[3]

[1]Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, г. Новосибирск, Россия,

[2] Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск, Россия

[3] Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, г. Новосибирск, Россия

[*]*smalik707@yandex.ru*

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПОСТ ОБРАБОТКИ, ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ

В настоящее время в авиа- и ракетостроении находят широкое применение новые термически упрочняемые алюминиево-литиевые сплавы третьего поколения. Высокие механические свойства этих сплавов обеспечиваются за счет термомеханической обработки, в результате которой формируются упрочняющие фазы δ′(Al_3Li), T_1(Al_2CuLi). Механические характеристики лазерных сварных соединений на сегодняшний день все еще имеют низкие показатели, что не позволяет внедрить лазерную сварку в авиастроении. В данной работе рассматривается применение термической пост обработки, для повышения механических свойств лазерных сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов марок 1441 системы Al-Cu-Mg-Li и 1424 системы Al-Mg-Li.

Ключевые слова: лазерная сварка, алюминиево-литиевые сплавы, сварные соединения, синхротронное излучение, фазовый состав, прочностные свойства.

Alexander G. Malikov, Igor E . Vitoshkin, Maria I. Mironova, Evgeniy V. Karpov, Kirill V. Zakharchenko, Konstantin E. Kuper

APPLICATION OF POST-HEAT TREATMENT TO INCREASE THE MECHANICAL PROPERTIES OF LASER-WELDED ALUMINUM-LITHIUM ALLOYS

Currently, new third-generation heat-hardenable aluminum-lithium alloys are widely used in aircraft and rocket engineering. The high mechanical properties of these alloys are achieved through thermomechanical treatment, which results in the formation of strengthening phases δ′(Al3Li) and T1(Al2CuLi). The mechanical properties of laser-welded joints are still poor, which hinders the implementation of laser welding in aircraft manufacturing.

© Маликов А. Г., Витошкин И. Е., Миронова М. И., Карпов Е. В., Захарченко К. В., Купер К. Э.

This paper examines the use of post-heat treatment to improve the mechanical properties of laser-welded joints in aluminum-lithium alloys of the 1441 Al-Cu-Mg-Li system and the 1424 Al-Mg-Li system.

Key words: laser welding, aluminum-lithium alloys, welded joints, synchrotron radiation, phase composition, strength properties.

Алюминиево-литиевые сплавы 3 поколения являются новым уникальным классом материалов, обладающим высокими механическими характеристиками по сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами [1]. Основной технологией соединения данных сплавов является клепка, при которой края технологических отверстий под заклепки служат источником возникновения усталостных трещин при циклическом нагружении. Технология соединения изделий с помощью лазерной сварки позволяет устранить этот недостаток и значительно уменьшить вес конструкции за счет отсутствия заклепок и соединений внахлест [2]. В работе впервые применяется единый комплексный подход, который включает лазерную микро-металлургию, т.е. оптимизацию взаимодействия с веществом высокоэнергетического непрерывного лазерного излучения в режиме кинжального проплавления, в сочетании с последующей оптимизацией термообработки для создания физических основ управления фазовым составом сварного шва с целью достижения высокой конструкционной прочности сварного шва.

Для исследований проекта в качестве сплава был выбран термически упрочняемый алюминиево-литиевый сплав марки 1441 системы Al-Cu-Mg-Li и 1424 системы Al- Mg-Li. Данные сплавы разработаны в ВИАМ (Россия) и защищены патентами РФ [3]. Среднепрочный высоко ресурсный промышленный сплав 1441 (концентрация CCu/CMg≈1,88 и CCu/CLi≈0.85) обладает хорошей коррозионной стойкостью и рекомендуется для обшивки фюзеляжа. Сплав 1424 (при содержании концентраций Mg и Li CMg/CLi≈2,9) представляет собой модифицированную версию сплава 1420. Модификация достигнута за счет частичного снижения содержания Li и Mg, а также введения дополнительных легирующих элементов – Zn и Sc.

2. Лазерная сварка производилась в защитной атмосфере гелия с использованием волоконного иттербиевого лазера «IPG» мощностью до P=3 кВт и длиной волны λ=1,07 мкм, управляемого при помощи манипулятора «Fanuc 710i» (рис. 1).

3. 
Рис. 1. Фотография автоматизированного лазерного технологического комплекса.

4. Проведена оптимизация параметров процесса лазерной сварки с использованием волоконного лазера по энергетическим параметрам: скорости сварки, мощности излучения, места расположения фокусного пятна, с целью получения лазерных сварных соединений термически упрочняемых алюминиевых сплавов без внешних дефектов. Показано, что на структуру кристаллизации при лазерной сварке существенно влияет термический режим сварки и изменение температуры от времени. Формирование дендритной структуры зависит от отношения G/R. Скорости охлаждения dT/dt=GR. Установлено, что при низких скоростях лазерной сварки наблюдаются трещины при высоких скоростях сварки наблюдаются подрезы, что плохо может сказаться на механических свойствах сварного шва. После сварки проведена пост термообработки (ТО). Режима ТО Закалка последующее одноступенчатое искусственное старение Проведено исследование фазового состава лазерных сварных соединений до и после термообработки с использованием синхротронного излучения. Рентгенофазовый анализ сварных соединений с помощью синхротронного излучения осуществлялся в режиме operando. Данные исследования выполнены на пучке синхротронного излучения накопителя ВЭПП-3 в СЦСТИ Института ядерной физики им. Будкера СО РАН. Получены дифрактограммы и установлен фазовый состав сплава и зоны плавления лазерного сварного шва без ТО и после ТО полученного с помощью волоконного лазера. Определено сопротивление усталости на основе циклических испытаний лазерных сварных соединений после термообработки. Показано, что после циклических испытаний образцов со сварным соединение после ТО, средние значения долговечностей на исследуемых уровнях напряжения не меньше по сравнению сданными полученными на образцах сплава без сварного шва. Проведены структурные исследования сплава и сварного соединения с применением высокоразрешающей электронной микроскопии. В результате с применением высокоразрешающей

электронной микроскопии изучена структура лазерных сварных соединений и сплавов. Эти результаты согласуются с данными полученные с помощью синхротронного излучения и дополняют их. Проведены статические механические испытания лазерных сварных соединений для определения прочностных и деформационных свойств. Установлено, что ТО для лазерных сварных соединений позволяет получать высокие значения мех. характеристики при статических. Проведены динамические испытания сварных соединений и сплав на ударный изгиб по Шарпи. Установлены, что ТО для лазерных сварных соединений позволяет получать высокие значения ударной вязкости. Полученные результаты по механическим свойствам открывают перспективу создания конструкций из данных сплавов в авиастроении с использованием лазерной сварки.

5.

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда № 23-79-00037, https://rscf.ru/project/23-79-00037/

Благодарности

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП "Механика" (ИТПМ СО РАН) и ЦКП «СЦСТИ» на базе УНУ "Комплекс ВЭПП-4 – ВЭПП-2000" в ИЯФ СО РАН.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Hajjioui E.A. / A review of manufacturing processes, mechanical properties and precipitations for aluminum lithium alloys used in aeronautic applications /E.A. Hajjioui [et al.] // Heliyon.2023 V. 9, I. 3 e12565. https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2022.e12565
2. Маликов А.Г. Современные тенденции лазерной сварки и аддитивных технологий (обзор) / Маликов А.Г., Голышев А.А., Витошкин И.Е. // Прикладная механика и техническая физика. 2023. Т. 64 No. 1. С. 36-59. https://doi.org/10.15372/PMTF202215159
3. Kablov E.N. Development and application prospects of aluminum–lithium alloys in aircraft and space technology/ Kablov E.N. [et al.] // Metallurgist. 2021. V. 65, I. 1 – 2. P. 72 – 81.

REFERENCES

1. Hajjioui E.A. / A review of manufacturing processes, mechanical properties and precipitations for aluminum lithium alloys used in aeronautic applications // E.A. Hajjioui [et al.], Heliyon.2023 V. 9, I. 3 e12565. https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2022.e12565
2. Malikov A.G., Recent trends in laser welding and additive technologies (Review) / Malikov A.G., Golyshev A.A., Vitoshkin I.E. // Journal of

Applied Mechanics and Technical Physics. 2023. V. 64 No. 1. P. 31-49. DOI: 10.1134/S0021894423010054

3. Kablov E.N., Antipov V.V., Oglodkova J.S., Oglodkov M.S. Development and application prospects of aluminum–lithium alloys in aircraft and space technology // Metallurgist. 2021. V. 65, Is. 1 – 2. P. 72 – 81.

УДК 536.425

Игорь Евгеньевич Насенник[1*], Иван Анатольевич Батаев[1]

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*]*nasennik.2017@corp.nstu.ru*

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $ZR_{35}HF_{17,5}TI_{5,5}AL_{12,5}CO_{7,5}NI_{12}CU_{10}$

Термическая обработка высокоэнтропийного металлического стекла $Zr_{35}Hf_{17,5}Ti_{5,5}Al_{12,5}Co_{7,5}Ni_{12}Cu_{10}$ значительно изменяет структурно-фазовое состояние исследуемых образцов, оказывая влияние на комплекс механических характеристик. Отжиг ниже температуры стеклования вызывает релаксацию структуры, повышая пластичность и износостойкость материала. Увеличение температуры отжига до температуры стеклования приводит к охрупчиванию материала вследствие протекания процессов нанокристаллизации. Оптимальным режимом термической обработки является отжиг при температуре ниже температуры стеклования, что улучшает эксплуатационные характеристики при использовании материалов в областях микро- и наномеханических систем.

Ключевые слова: высокоэнтропийные сплавы, объемные металлические стекла, механические характеристики, сжатие, термическая обработка, рентгенофазовый анализ, износостойкость.

Igor E. Nasennik, Ivan A. Bataev

INFLUENCE OF THERMAL PROCESSING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A $ZR_{35}HF_{17.5}TI_{5.5}AL_{12.5}CO_{7.5}NI_{12}CU_{10}$ HIGH-ENTROPY BULK METALLIC GLASS

Thermal treatment of the high-entropy metallic glass $Zr_{35}Hf_{17.5}Ti_{5.5}Al_{12.5}Co_{7.5}Ni_{12}Cu_{10}$ significantly alters the structural and phase state of the studied samples, thereby affecting their suite of mechanical properties. Annealing below the glass transition temperature induces structural relaxation, which enhances the material's ductility and wear resistance. Increasing the annealing temperature to the glass transition temperature results in material embrittlement due to the onset of nanocrystallization processes within the metallic glass structure. The optimal processing regime is annealing at a temperature below the glass transition temperature, which improves the performance characteristics of these materials for applications in micro- and nano-mechanical systems.

© Насенник И. Е., Батаев И. А.

Key words: high entropy alloys, bulk metal glass, mechanical properties, compression test, heat treatment, wear resistance.

Высокоэнтропийные объемные металлические стекла (ВЭОМС) представляют собой новый перспективный класс аморфных металлических сплавов, сочетающих высокие эксплуатационные характеристики и отличную коррозионную стойкость [1]. Их уникальные свойства обусловлены отсутствием дальнего порядка и дефектов кристаллической решетки, таких как дислокации и границы зерен. Однако, ВЭОМС являются метастабильными материалами и при нагреве склонны к структурной релаксации и последующей кристаллизации. Эти процессы кардинальным образом изменяют их структуру и, как следствие, механические, физические и химические свойства [2]. Целью данной работы является систематическое исследование влияния режимов термической обработки на эволюцию структуры, микротвердости и пластичности сплава $Zr_{35}Hf_{17,5}Ti_{5,5}Al_{12,5}Co_{7,5}Ni_{12}Cu_{10}$.

Объектом исследования в работе выступало ВЭОМС $Zr_{35}Hf_{17,5}Ti_{5,5}Al_{12,5}Co_{7,5}Ni_{12}Cu_{10}$. Образцы в виде стержней диаметром 3 мм были получены методом вакуумного литья литья в медную изложницу в инертной атмосфере аргона. Аморфное состояние исходных образцов было подтверждено методом рентгеновской дифракции (XRD).

Для изменения структурно-фазового состояния образцы были термически обработаны в течении 3 часов при температурах 370°C, 400°C, 430°C и 460°C (температура стеклования (Tg) была определена с использованием дифференциального термического анализа и составила 450°C, согласуясь с данными предыдущих исследований [3,4]).

Для определения механических характеристик проводились дюрометрические испытания по методу Виккерса и испытания на сжатие. Фрактография поверхностей разрушения проводилась с использованием растрового электронного микроскопа.

Контроль фазового состояния образцов после термической обработки осуществлялся с использованием лабораторного дифрактометра, оснащенного медной трубкой (λ=1.54Å).

В результате проведенных исследований были получены зависимости механических характеристик от структурно-фазового состояния исследуемого сплава. Наиболее важным является увеличение пластичности при сохранении предела прочности и микротвердости, образцов, обработанных при температуре 370°C в течении 3 часов.

Также в процессе исследований было отмечено, что увеличение температуры отжига приводит к нанокристаллизации, оказывающей негативное влияние на комплекс механических свойств и значительно изменяющей вид поверхности разрушения.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект FSUN-2024-0005): «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях». Исследования механических свойств проведены в ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Lewandowski J. J., Greer A. L. Temperature rise at shear bands in metallic glasses //Nature materials. – 2006. – Т. 5. – №. 1. – С. 15-18.
2. Zhang C. et al. Wear behavior of HVOF-sprayed Fe-based amorphous coatings //Intermetallics. – 2012. – Т. 29. – С. 80-85.
3. Zhang L. T. et al. Dynamic mechanical relaxation behavior of Zr35Hf17. 5Ti5. 5Al12. 5Co7. 5Ni12Cu10 high entropy bulk metallic glass //Journal of Materials Science & Technology. – 2021. – Т. 83. – С. 248-255.
4. Макаров А. С. и др. Расчет температурной зависимости нерелаксированного модуля сдвига высокоэнтропийных объемных аморфных сплавов на основе калориметрических данных //Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 2020. – Т. 111. – №. 10. – С. 691-696.

REFERENCES

1. Lewandowski J. J., Greer A. L. Temperature rise at shear bands in metallic glasses //Nature materials. – 2006. – Т. 5. – №. 1. – С. 15-18.
2. Zhang C. et al. Wear behavior of HVOF-sprayed Fe-based amorphous coatings //Intermetallics. – 2012. – Т. 29. – С. 80-85.
3. Zhang L. T. et al. Dynamic mechanical relaxation behavior of Zr35Hf17. 5Ti5. 5Al12. 5Co7. 5Ni12Cu10 high entropy bulk metallic glass //Journal of Materials Science & Technology. – 2021. – Т. 83. – С. 248-255.
4. Makarov A.S., Tabachnikova E.D., Tabachnikov V.A. Calculation of the temperature dependence of the unrelaxed shear modulus of high-entropy bulk metallic glasses from calorimetric data // JETP Letters. – 2020. – Vol. 111. – No. 10. – Pp. 691-696.

УДК 669 72

Георгий Дмитриевич Рябов[1*], Рябов Дмитрий Геннадьевич [2], Максим Александрович Рыжков [1], Ольга Владимировна Селиванова [1]

[1]УрФУ имени первого президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

** senior.raybov@yandex.ru*

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Целью настоящей работы являлось исследования микроструктуры и механических свойств у стали 75Х2ГМТ после закалки и отпуска с различными температурами и временами изотермической выдержки.

Методами структурного, дюрометрического и испытаниями на растяжения, изучены процессы, происходящие при отпуске мартенсита. С помощью дилатометрии была построена диаграмма ТКД для данной стали.

Ключевые слова: сталь, закалка, изотермическая закалка отпуск мартенсита, цементит, дилатометрия, твердость, предел прочности, предел текучести, относительное удлинение.

Georgy D. Ryabov, Dmitry G. Ryabov, Maxim A. Ryzhkov, Olga V. Selivanova

INFLUENCE OF TEMPERING PARAMETERS ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-CARBON ALLOY STEEL

The aim of this study was to investigate the microstructure and mechanical properties of (75Kh2GMT) steel after quenching and tempering at various temperatures and isothermal holding times.

The processes occurring during martensite tempering were studied using structural, durometric, and tensile testing. A Temperature-Time-Transformation (TCD) diagram for this steel was constructed using dilatometry.

Keywords: steel, quenching, isothermal hardening, martensite tempering, cementite, dilatometry, hardness, tensile strength, yield strength, elongation.

Сталь 75Х2ГМТ является высокоуглеродистой и износостойкой, что позволяет отнести ее к группе инструментальных сталей. Основными свойствами инструментальных сталей, имеющих значение практически для всех видов инструментов, являются: твёрдость, вязкость, износостойкость, теплостойкость (красностойкость), прокаливаемость. Твёрдость является главным показателем качества инструмента. В зависимости от назначения инструмента устанавливают значения его твёрдости. Возможность получения той или иной твёрдости определяется химическим составом

© Рябов Г. Д., Рябов Д. Г., Рыжков М. А., Селиванова О.В.

стали и применяемой термической обработкой. Износостойкость инструментальной стали, т. е. способность её сопротивляться различным видам изнашивания поверхности, является характеристикой долговечности работы инструмента [1].

Из термической обработки инструментальные стали обычно подвергаются отжигу, закалке и отпуску. Температура, время и условия аустенитизации перед закалкой зависят не только от состава стали, но также и от целей закалки. Повышение теплостойкости и износостойкости, а также эффективности процесса дисперсионного твердения, как мы уже видели, сильно зависит от количества карбидов, растворённых в процессе аустенитизации, и степени легированности аустенита. Отпуск – это нагрев закалённых сталей, осуществляемый в интервале от 100 ℃ до температуры A_1. В зависимости от температуры нагрева в мартенсите закалённой стали и в остаточном аустените происходят различные процессы. Температуру отпуска определяют требования к свойствам условия применения инструментальной стали. Низкий отпуск применяют, если нужна высокая твёрдость, для повышенной вязкости применяют высокий отпуск [2].

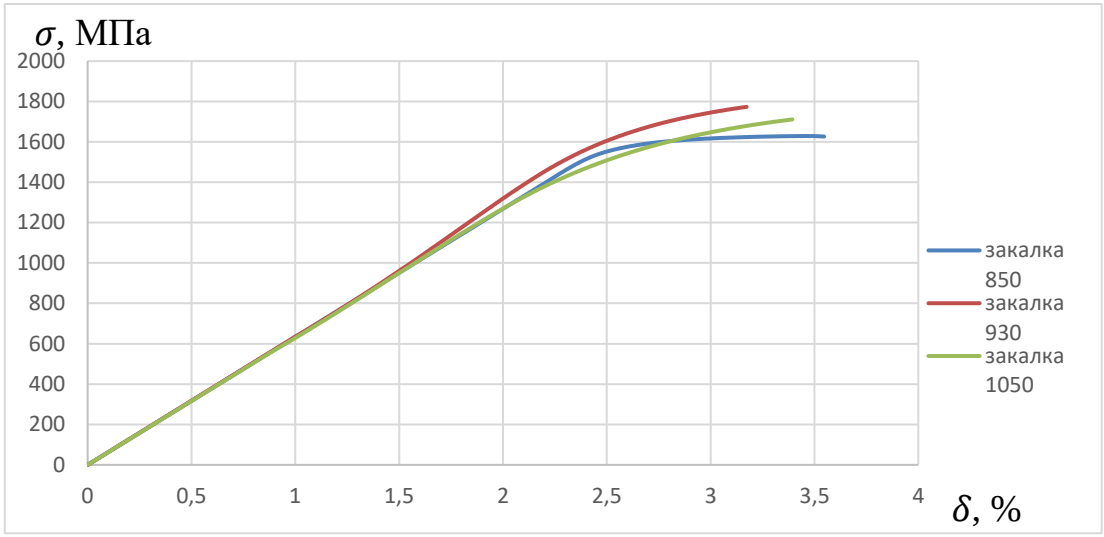
Материалом исследования была инструментальная износостойкая сталь 75Х2ГМТ (0,7…0,8 масс. % C, 2,0…2,4 масс. % Cr, 0,7…1,0 масс. % Mn, 0,01 масс. % Ti). Образцы для растяжения подвергались различным температурам закалки и отпуска, после чего проводились испытания на растяжения и сравнивались механические свойства.

В дальнейшем проводился отпуск закалённых образцов при различных температурах от 450 до 700 ℃ с шагом 50 ℃ и различными временами выдержки в диапазоне 4…128 минут с последующим охлаждением на воздухе. Измерялась твёрдость образцов и рассчитывался параметр отпуска.

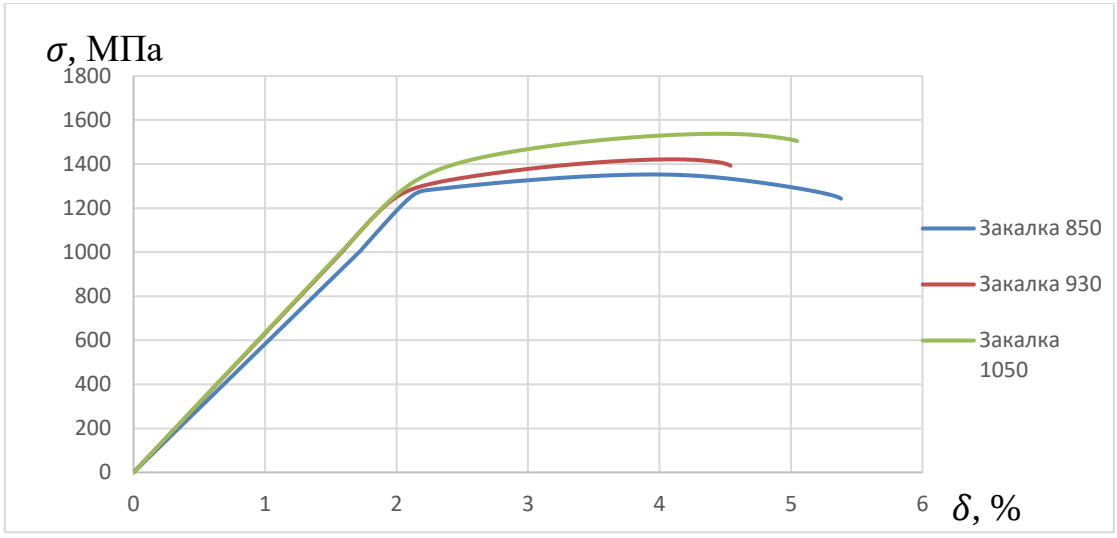
Благодаря исследованиям образцов стали 75Х2ГМТ на дилатометре были определены критические точки и построена термокинетическая диаграмма распада переохлаждённого аустенита.

Согласно механическим испытаниям с ростом температуры закалки предел прочности возрастал, тогда как пластичность уменьшалась. С ростом температуры отпуска прочность уменьшалась, а пластичность возрастала. На рисунке 1 представлены диаграммы растяжения образцов исследуемой стали в зависимости от температуры отпуска с учётом разных температур закалки. При отпуске 480 ℃ максимальная прочность получилась после закалки при 930 ℃ и составила 1773 МПа, при этом не наблюдается стадия сосредоточенной деформации, максимальное удлинение при температуре закалки 850 ℃ и составило 3,5%. При отпуске 600 ℃ максимальный предел прочности был после закалки от 1050 ℃ и составил 1380 МПа, относительное удлинение выше, чем при отпуске после 480 ℃, максимальное удлинение также при закалке от 850 ℃ и составила 5,3%. Рост прочности с ростом температуры закалки связан с

растворением специальных карбидов и большим насыщением аустенита углеродом.



а



б

Рис. 1. Диаграммы растяжения образцов стали 75Х2ГМТ после закалки и отпуска при разных температурах: (а – закалка и отпуск при 480 ℃; б – закалка и отпуск при 600 ℃)

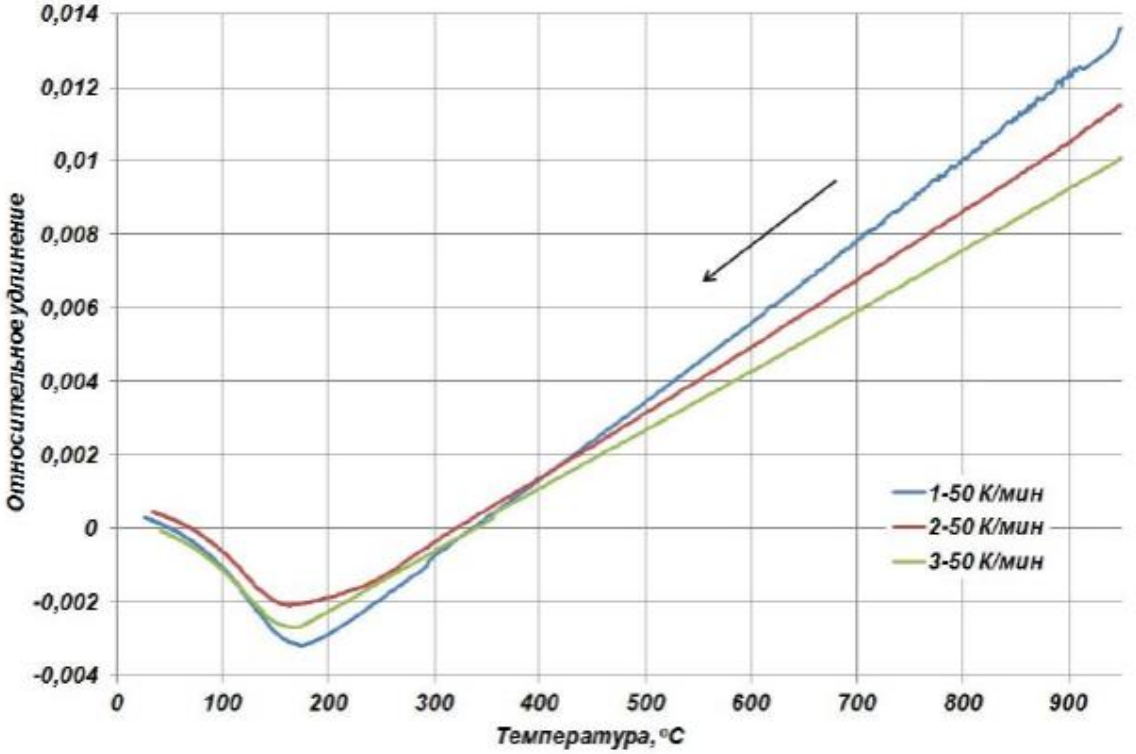


Рис. 2. Дилатометрические кривые при охлаждении со скорость 50 °С/мин для стали СА-2

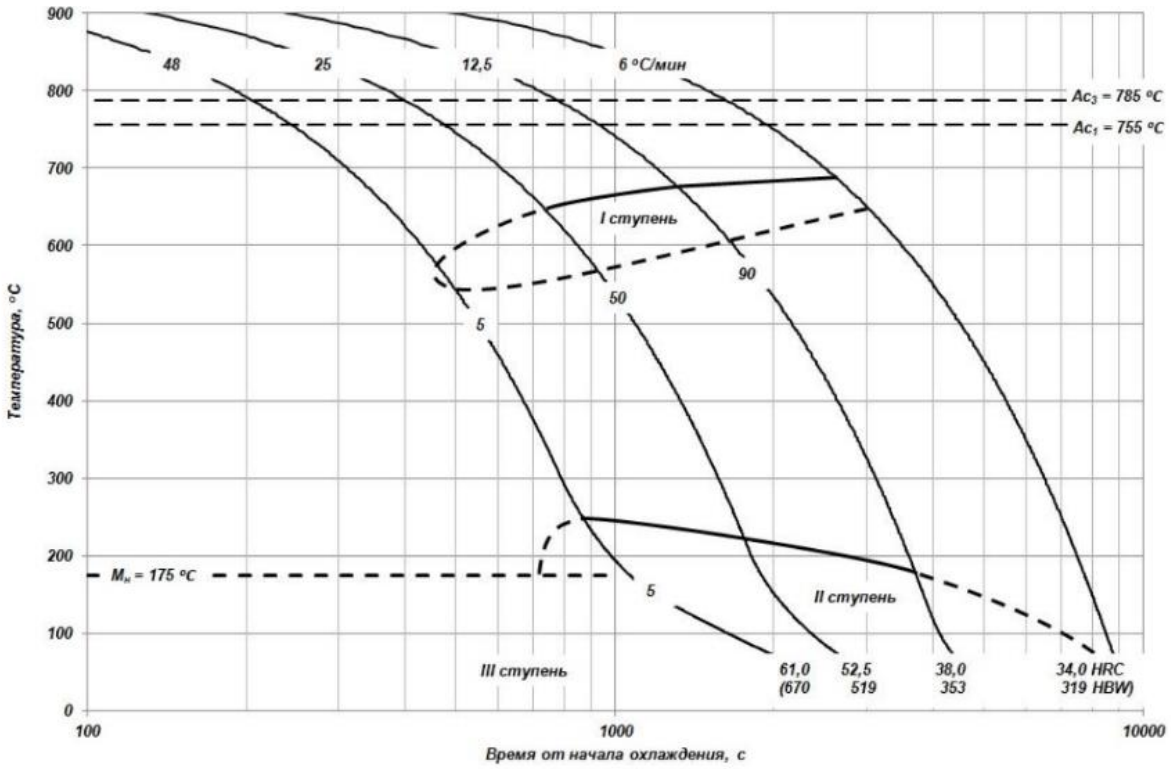


Рис. 3. Термокинетическая диаграмма, построенная по результатам дилатометрического анализа

Согласно данным, полученным с ДТА критические точки равны соответственно: A_{c1} = 755 ℃; A_{c3} = 785 ℃; $M_н$ = 175 ℃.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Программа развития Уральского федерального университета в рамках программы «Приоритет-2030»). Испытания проведены с использованием оборудования ЦКП УрФУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Гольдштейн М. И. Специальные стали: учебник / под редакцией М. И. Гольдштейна, С. В. Грачёва и Ю. Г. Векслера. М.: МИСИС, 1999. 408 с.
2. Артингер И. Инструментальные стали и их термическая обработка: справочник / перевод с венгерского под редакцией д.т.н. Л. С. Кремнёва, 1982. 313 с.

REFERENCES

1. Goldstein, M. I. Special Steels: Textbook / Edited by M. I. Goldstein, S. V. Grachev, and Yu. G. Veksler. Moscow: MISiS, 1999. 408 p.
2. Artinger, I. Tool Steels and Their Heat Treatment: Handbook / Translation from Hungarian, Edited by Doctor of Technical Sciences, L. S. Kremneva, 1982. 313 p.

УДК 620.172

Алена Александровна Сартасова[1], Анна Николаевна Морозова[2], Ольга Владимировна Селиванова[1*], Владислав Альфредович Хотинов[1]

[1]ФГАОУ ВО Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

[2]ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

[*]*sov23@mail.ru*

ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ

В работе изучено деформационное поведение плоских образцов стали 09Г2С толщиной 3 мм, шириной 10 и 20 мм и длиной рабочей части 30 и 60 мм после различных режимов обработки.

Рассмотрено влияние продолжительности изотермического отпуска на уровень механических свойств исследуемой стали. С помощью метода корреляции цифровых изображений (КЦИ) проведен анализ полей компонент тензора продольной деформации (ε_{yy}), а также профилей распределения ε_{yy} по центральной трассе, что позволило получить обширную информацию по эволюции пластического течения на всех стадиях растяжения образцов после обработки по различным режимам. Установлено, что механизм разрушения при растяжении зависит от формирования локализованных полос пластического течения, что позволяет выявить связь микродеформирования с особенностями процесса разрушения стали.

Ключевые слова: закалка, отпуск, нормализация, кривые растяжения, фрактография, корреляция цифровых изображений.

Alena A. Sartasova, Anna N. Morozova, Olga V. Selivanova, Vladislav A. Khotinov

THE SCALE FACTOR ON THE DEFORMATION BEHAVIOR OF 09G2C STEEL SAMPLES AFTER HEAT TREATMENT

The paper studies the deformation behavior of flat 09G2C steel samples with a thickness of 3 mm, a width of 10 and 20 mm, and a length of the working part of 30 and 60 mm after various processing modes.

The duration of isothermal tempering influence on the level of mechanical properties of the steel under study is considered. By means of the digital image correlation (DIC) method, the fields of the components of the longitudinal strain tensor (ε_{yy}), as well as the ε_{yy} distribution profiles along the central path, were analyzed, which allowed us to obtain extensive information on the evolution of plastic flow at all stages of stretching of samples after processing under various

© Сартасова А.А., Морозова А.Н., Селиванова О.В., Хотинов В.А.

modes. It is established that the mechanism of tensile fracture depends on the formation of localized bands of plastic flow, which makes it possible to identify the relationship of micro-deformation with the features of the steel fracture process.

Keywords: quenching, tempering, normalization, stretching curves, fractography, digital image correlation.

Отпуск низкоуглеродистых конструкционных сталей — это важный этап термообработки, следующий за закалкой. В низкоуглеродистых сталях отпуск необходим для снятия внутренних напряжений: закалка, даже при умеренном охлаждении, может вызывать значительные внутренние напряжения в стали. Повышение пластичности и ударной вязкости: хотя низкоуглеродистая сталь и так обладает высокой пластичностью, отпуск может дополнительно её повысить, улучшая способность стали выдерживать ударные нагрузки без разрушения [1,2].

Для оценки уровня прочности и пластичности материалов широко используют испытания на растяжение при статическом нагружении. На вид диаграмм растяжения и определяемые по ним механические свойства оказывают существенное влияние форма и геометрические размеры образцов [3].

Целью настоящего исследования явилось изучение влияния геометрических размеров термообработанных образцов стали 09Г2С на деформационное поведение при растяжении.

Образцы исследуемой стали, вырезанные из горячекатаного прутка поперек направления прокатки, подвергали нормализации и закалке от температуры аустенитизации 950 °С, отпуск закаленных образцов проводили при температуре 550 °С, с выдержками 4, 8, 16, 64 мин и охлаждением на воздухе.

Растяжение с постоянной скоростью деформации $\dot{e} = 2{,}7 \cdot 10^{-4}$ $с^{-1}$ и постоянной скоростью захватов V = 2 мм/мин стандартных плоских образцов толщиной 3 мм, шириной 10 и 20 мм и длиной рабочей части 30 и 60 мм, короткого и длинного образцов, соответственно, проводилось на универсальной испытательной машине Instron 8801, снабженной оптическим комплексом Strain Master для анализа полей перемещений и деформаций методом корреляции цифровых изображений (КЦИ).

Как видно из рис. 1, после нормализации вид диаграмм растяжения короткого и длинного образца существенно не отличаются, и пластические свойства имеют сопоставимый уровень (δ~60%); если различия пластических свойств весьма невелики, то прочностные характеристики имеют значения $\sigma_т$ = 370 МПа, $\sigma_в$ = 510 МПа и $\sigma_т$ = 210 МПа, $\sigma_в$ = 300 МПа для короткого и длинного образца, соответственно.

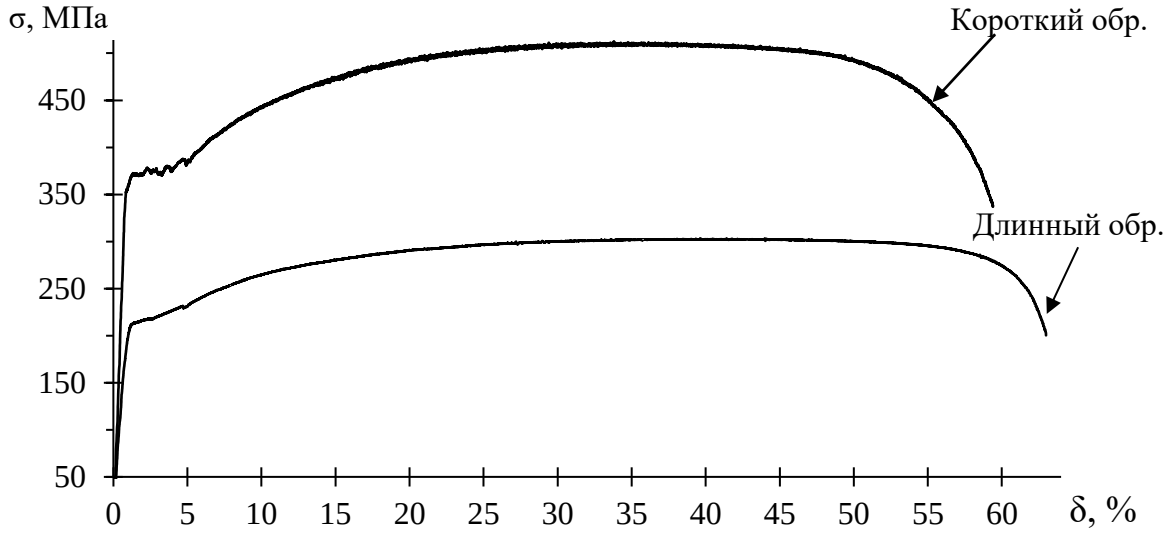


Рис. 1. Диаграммы растяжения стали 09Г2С после нормализации

После закалки и отпуска в течение 4 мин на диаграммах σ-δ короткого и длинного образцов отсутствуют зуб и площадка текучести, $\sigma_т$ = 650 МПа, $\sigma_в$ = 740 МПа, δ = 12% и $\sigma_т$ = 520 МПа, $\sigma_в$ = 750 МПа, δ = 11,5% для короткого и длинного образца, соответственно при сопоставимом уровне пластичности (рис. 2).

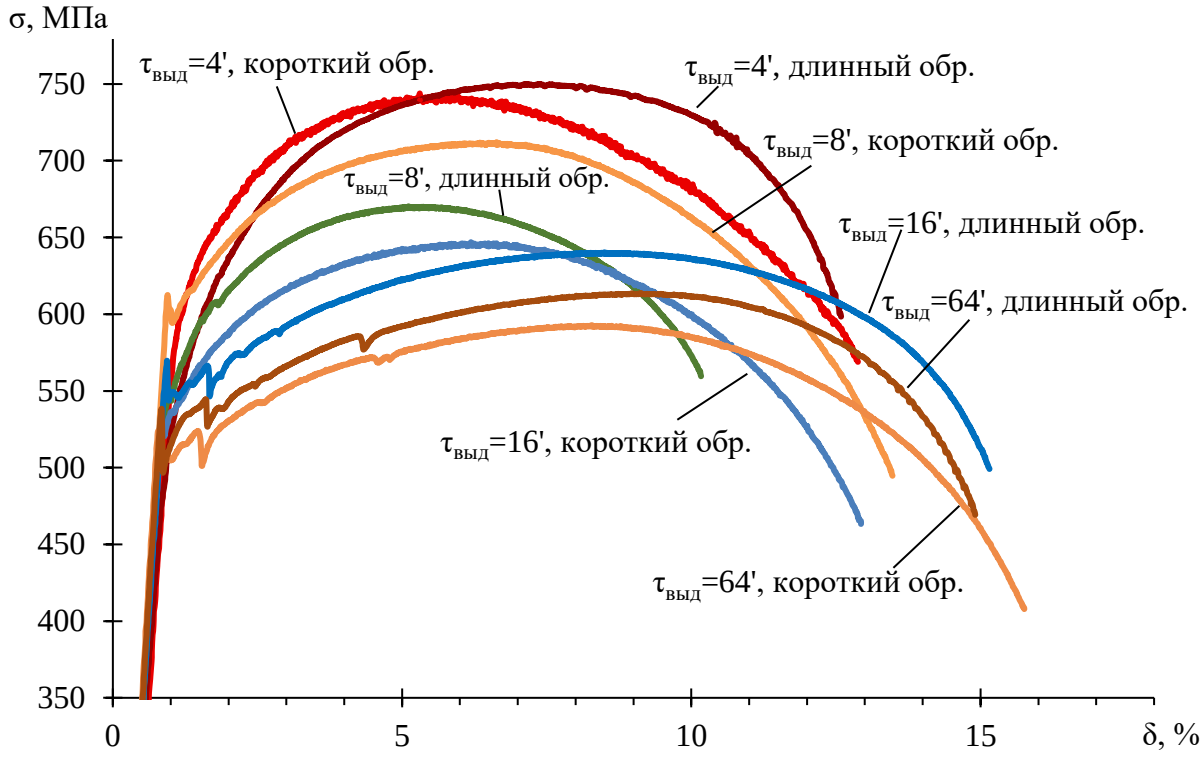
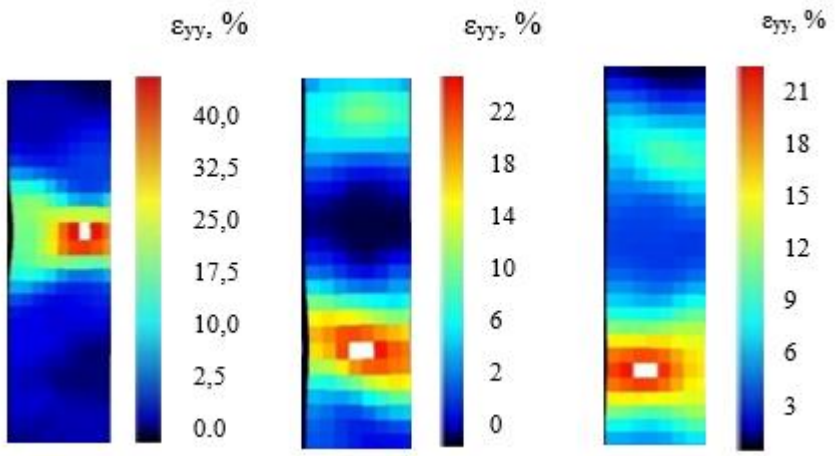


Рис. 2. Диаграммы растяжения стали 09Г2С после закалки и отпуска при t=550° с различным временем изотермической выдержки

На диаграмме растяжения образцов после отпуска с $\tau_в$ = 8 мин, наблюдается ярко выраженный зуб текучести, площадки текучести нет. Дальнейшее увеличение продолжительности отпуска приводит к заметному снижению прочностных и незначительному росту пластических свойств.

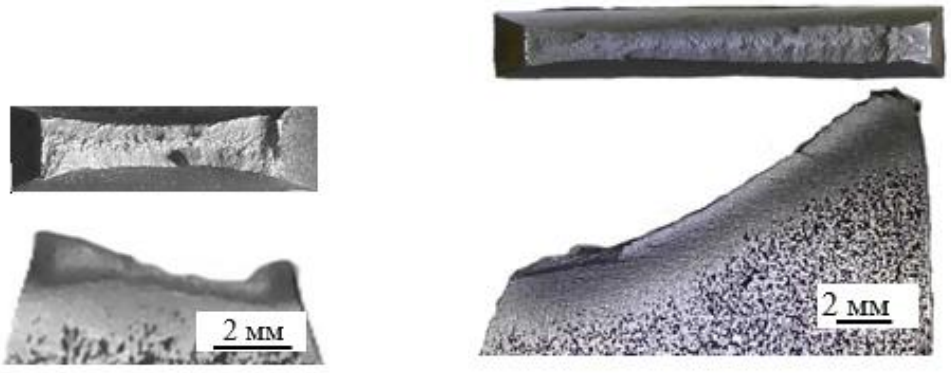
С использованием совместного анализа карт КЦИ и профилей распределения компоненты ε_{yy} показано, что деформационное поведение при растяжении образцов стали 09Г2С после термоулучшения (при $\tau_{отп} \geq$ 8 мин.) и нормализации определяется локализованным пластическим течением металла (рис.3).



а *б* *в*

Рис. 3. Карты продольной деформации по ε_{yy} стали 09Г2С на сосредоточенной стадии после отпуска с различным временем выдержки: *а* – 4 мин; *б* –16 мин; *в* –64 мин

С помощью фрактографического исследования установлено,что после отпуска с различными временами выдержки на образцах наблюдались признаки и хрупкого, и вязкого разрушения (рис 4).



а *б*

Рис. 4. Вид излома образцов стали 09Г2С после отпуска при $\tau_{выд}$ = 64 мин:
а –короткий образец; б – длинный образец

Найдено, что на сосредоточенной стадии растяжения локализованное пластическое течение проявляется на картах КЦИ в виде разных по величине ε_{yy} и углу наклона α относительно оси растяжения макрополос, приводящих к формированию поверхности разрушения разной морфологии: горизонтальная макрополоса после отпуска при $\tau_{отп}$ = 4 мин. приводит к формированию горизонтального профиля излома ($\alpha \rightarrow 90^{o}$), а наклонные макрополосы при $\tau_{отп} \geq 8$ мин. – к образованию участков с $\alpha \sim 35\text{-}50^{o}$.

Работа выполнена в УрФУ при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Программа развития Уральского федерального университета в рамках программы «Приоритет-2030»), а также в ИФМ УрО РАН в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема ««Структура», № 122021000033-2). Испытания проведены на оборудовании центра коллективного пользования «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений / Б.Н. Арзамасов, И. И. Сидорин, Г. Ф. Косолапов и др. Под общей редакцией Б.Н. Арзамасов – 2-е изд., испр. и доп. М: Машиностроение. 1986. 384 с.
2. Гольдштейн М. И. Специальные стали: учебник для вузов/ Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. М.: Металлургия, 1985. 408 с.
3. Штремель М. А. Прочность сплавов. Деформация / М. А. Штремель М.: МИСиС, 1999. Ч. 2. 384 с.

REFERENCES

1. Materials Science: Textbook for Higher Technical Educational Institutions / B.N. Arzamasov, I.I. Sidorin, G.F. Kosolapov, et al. Edited by B.N. Arzamasov – 2nd ed., corrected and supplemented. Moscow: Mechanical Engineering. 1986. 384 p.
2. Goldstein M. I. Special steels: textbook for universities / Goldstein M. I., Grachev S. V., Veksler Yu. G. M.: Metallurgy, 1985. 408 p. 1986. 384 p.
3. Shtremel M. A. Strength of alloys. Deformation / M. A. Shtremel M.: MISiS, 1999. Part 2. 384 p.

УДК 669.292.5

Иван Владимирович Смирнов[1*], Иван Александрович Дитенберг [1]
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
[*]*smirnov_iv@ispms.ru*

ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВНУТРЕННЕ-ОКИСЛЕННОГО СПЛАВА V–W–Cr–Zr

Методами растровой электронной микроскопии установлено, что сплав V-Cr-W-Zr после химико-термической обработки методом внутреннего окисления характеризуется термической стабильностью мелкокристаллического состояния до 1600 °С включительно. Интенсивность релаксационных процессов увеличивается по мере увеличения расстояния от поверхности окисления. Повышение термической стильности обусловлено формированием оксидной фазы, которая существенно повышает эффективность совместной реализации дисперсного и деформационного упрочнения.

Ключевые слова: ванадиевые сплавы, химико-термическая обработка, термическая стабильность, микроструктура, дисперсное упрочнение.

Ivan V. Smirnov, Ivan A. Ditenberg

FEATURES OF THE RECRYSTALLIZATION PROCESS OF THE INTERNALLY OXIDIZED V–W–CR–ZR ALLOY

Using scanning electron microscopy methods, it was established that the V-Cr-W-Zr alloy after chemical-heat treatment by internal oxidation is characterized by thermal stability of the fine-crystalline state up to 1600 °C inclusive. The intensity of relaxation processes increases with increasing distance from the oxidation surface. The increase in thermal stability is due to the formation of an oxide phase, which significantly improves the efficiency of the combined effects of dispersion and strain strengthening.

Key words: vanadium alloys, chemical-heat treatment, thermal stability, microstructure, dispersion strengthening.

Изучение релаксационных процессов в гетерофазных металлических системах является одной из важных задач материаловедения, так как они существенно влияют на комплекс механических свойств. Данные процессы зависят как от исходного структурно-фазового состояния изучаемого материала, так и от условий термического воздействия. Известно [1, 2], что в процессе химико-термической обработки методом внутреннего окисления сплавов системы V–W–Cr–Zr формируется неоднородная микроструктура, что проявляется в плавном изменении ее параметров по

©Смирнов И.В., Дитенберг И.А.

мере отдаления от поверхности окисления. В частности, вблизи поверхности окисления наблюдается более высокое содержание оксидной фазы, что сопровождается увеличением микротвердости в этих областях.

В настоящей работе проведено изучение процессов рекристаллизации в сплаве V–W–Cr–Zr с неоднородной микроструктурой, сформированной в результате реализации химико-термической обработки методом внутреннего окисления.

Химико-термическая обработка методом низкотемпературного диффузионного легирования кислородом [3] проведена на образцах толщиной ≈ 1 мм после деформационного этапа стандартной термомеханической обработки. Температура заключительного отжига 1100 °С. Суммарная концентрация кислорода после химико-термической обработки составляла 2 ат. %. Концентрацию кислорода определяли на основе данных о массе образцов до и после обработки методом точного (не хуже 10^{-4} г.) взвешивания на электронных лабораторных весах GH-200 фирмы A&DCOLTD. После химико-термической обработки были проведены отжиги в вакууме продолжительностью 1 час при температурах: 1300 °С, 1400 °С и 1600 °С. Аттестация зеренной структуры проведена методами растровой электронной микроскопии на приборе Thermo Fisher Apreo 2 S с использованием с программного обеспечения «EDAX OIM analysis.

После химико-термической обработки с заключительным отжигом при 1100 °С наблюдается протекание процессов возврата и первичной рекристаллизации во всем объеме материала. При этом в центральной области (300–500 мкм от поверхности окисления) формируются зерна почти равноосной формы, в то время как в приповерхностном слое (10–100 мкм от поверхности окисления) сохраняются элементы анизотропной структуры, формирующиеся на деформационном этапе термомеханической обработки.

Установлено, что в приповерхностном слое после отжига при 1300 °С отсутствуют анизотропные высокодефектные структурные состояния и наблюдается мелкокристаллическое состояние, характеризующееся почти равноосными зернами, средний размер которых составляет около 6 мкм. Такая трансформация обусловлена процессами возврата и собирательной рекристаллизации. В случае увеличения температуры отжига до 1400 °С и 1600 °С средний размер зерен в этом слое увеличивается до 7 мкм и 9 мкм, соответственно.

В то же время в центральной области образцов средний размер зерен не превышает 9 мкм, и почти не претерпевает изменений при повышении температуры термообработок вплоть до 1600 °С.

Подавление релаксационных процессов вблизи поверхности окисления обусловлено содержанием более высокой концентрации кислорода и, следовательно, объемной доли частиц оксидной фазы,

которые обеспечивают эффективную реализацию совместного дисперсного и субструктурного упрочнения. По мере увеличения температуры отжига эффективность такого комбинированного упрочнения снижается, что сопровождается интенсификацией релаксационных процессов.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Национального исследовательского Томского государственного университета и центра коллективного пользования Института физики прочности и материаловедения СО РАН «НАНОТЕХ».

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2026-0005.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Influence of oxygen concentration on mechanical properties and fracture features of V-Me (Cr, W)-Zr-system vanadium alloys at different temperatures / I.A. Ditenberg [et al.] // Materials Science & Engineering A. - 2023. - Vol. 874. - Art. № 145041. https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145041
2. Influence of oxygen concentration on the formation features and thermal stability of the V–Cr–W–Zr alloy microstructure under combined treatment conditions / I.A. Ditenberg [et al.] // Mater. Charact. – 2020. – V. 168. –P. 110517. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110517
3. Microstructure and mechanical properties of V-Me(Cr,W)-Zr alloys as a function of their chemical-thermal treatment / V.M. Chernov [et al.] // Nuclear Materials and Energy. – 2015. – Vol. 3-4. – P. 17-21. https://doi.org/10.1016/j.nme.2015.04.001

УДК 621.78:621.792

Григорий Евгеньевич Трекин[1*], Евгений Николаевич Сафонов[1]

[1]Нижнетагильский технологический институт (филиал) Уральского Федерального Университета имени Первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Нижний Тагил, Россия

[*]*Email, g.e.trekin@urfu.ru*

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ 3D НАПЛАВКИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОМУ ОТЖИГУ

Для получения крупногабаритных заготовок с помощью дуговой аддитивной наплавки используется наплавка под слоем флюса, поскольку обладает значительной производительностью и обеспечивает высокое качество наплавленного металла. В настоящей работе продолжены металлографические и дюрометрические исследования 3D заготовок из низкоуглеродистого низколегированного металла, полученных наплавкой под флюсом, подвергнутых отжигу и закаленных от различных температур. Проанализированы изменения структуры и твердости в зоне авто-термоциклической обработки, из которой состоит практически вся заготовка.

Ключевые слова: наплавка, наплавленный металл, температура закалки, предварительный отжиг, твердость, низколегированный низкоуглеродистый наплавленный металл.

Gregory Ye. Trekin, Evgeny N. Safonov

THE EFFECT OF THE QUENCHING TEMPERATURE ON THE STRUCTURE AND HARDNESS OF PRE-ANNEALED WAAM-METAL

For producing large-sized workpieces using the wire arc additive manufacturing by means of submerged arc welding, because it has high productivity and provides high quality of deposited metal. In presented article were continued metallographic and durometric investigations low-carbon low-alloy 3D steel workpieces obtained by means of pass above pass submerged arc welding, which were previously annealed and then quenched in large temperature interval. Was analysed structure and hardness changes in the cyclic heat affected zone, which consists of almost the entire workpieces metal.

Key words: arc deposition, deposited metal, pre-annealing, quenching, hardness, low-carbon low-alloy steel.

В процессе изготовления крупных аддитивных заготовок, при помощи наплавки под слоем флюса, возникает необходимость промежуточной термообработки для предотвращения дефектов. Одним из

© Трекин Г.Е., Сафонов Е.Н.

вариантов такой обработки может быть отжиг. Поэтому изучение влияния термообработки на свойства предварительно отожжённого аддитивного наплавленного металла является актуальным.

Наплавка выполнялась на типовых режимах, обеспечивающих 70 % переплавление предыдущего валика, проволокой НП-30ХГСА под слоем флюса UF-01 с полным остыванием после выполнения каждого слоя. Отжиг производился при температуре 900 °С, в течение 6 часов, остывание с печью. Были назначены температуры нагрева под закалку 750, 800, 825, 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100 °С. Время выдержки после выхода печи на заданную температуру составляло 30 мин., охлаждение производили в воде. Металлографическое исследование проведено на микроскопе SOPTOP RX50M, измерение твердости при помощи прибора ТКМ – 459С. Определение химического состава производили при помощи оптико-эмиссионного спектрометра Metavision 8i-SX.

При наплавке под флюсом углерод и хром выгорают, а кремний и марганец могут переходить из флюса в наплавленный металл, в результате формируется состав - 20ГСХ. Как показано в наших предыдущих публикациях [1-4], последний валик закаливается от охлаждения из-за теплоотвода в заготовку. В последующих слоях не переплавленной части валиков формируется зона термического влияния и далее располагается наибольший объем наплавленного металла, прошедшего авто-термоциклическую обработку (АТЦО). Исследования структуры и твердости выполнялись зоне авто-термоциклической обработки.

В наплавленном металле в зоне АТЦО наблюдается феррито - карбидная смесь с тонкой ферритной оторочкой, по контуру дендритов с твердостью 19 HRC. После отжига в структуре формируются массивные ферритные стержни с контурами зерен внутри, повторяющие форму дендритов, и тонкая оторочка феррито - карбидной смеси в междендритном пространстве, твердость металла 1 HRC. После отжига и высокого отпуска с замачиванием структура и твердость аналогичны.

При закалке из межкритического интервала в структуре преобладают светло серые участки дисперсной структуры, с легкой рябью-полосчатостью, размеры которых не превышают 10 мкм, перемежающиеся с группами темных игл и столбиков – вероятнее всего мартенсит. Присутствуют светлые зерна избыточного феррита с изрезанным контуром и острыми углами. Несмотря на убывание доли феррита твердость получается почти одинаковая 42 - 44 HRC. Следов дендритной неоднородности не наблюдается.

При закалке из аустенитной области твердость снижается по мере увеличения температуры закалки с 47 до 33 HRC, что обычно связывают с увеличением доли остаточного аустенита. В структуре увеличивается объемная доля, величина и уменьшается дисперсность участков, содержащих темные иглы и столбики с ростом температуры закалки. При

температуре закалки 1100 °С дисперсность становится выше, но появляется разнозернистость в виде отдельных более крупных зерен размером около 100 мкм, что может бать связано с рекристаллизацией.

В зоне АЦТО после отжига с последующей закалкой из межкритического интервала и аустенитной области температур не происходит наследования литой структуры образуется равноосная структура при всех температурах закалки.

Таким образом, аддитивный металл, наплавленный под слоем флюса UF-01 проволокой 30ХГСА, подвергнутый предварительному отжигу и последующей не полной закалке с повышением температуры сохраняет высокую дисперсность мартенситной структуры при уменьшении доли феррита при незначительно меняющемся уровне твердости с 42 до 44 HRC При полной закалке с ростом температуры уменьшается дисперсность структуры до температуры 1050 °С. Твердость при этом снижается значительно с 47 до 39 HRC. Дальнейший перегрев приводит к разнозернистости и падению твердости до 33 HRC.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Трекин Г.Е., Шевченко О.И. Исследование структуры и твердости 3D наплавки проволокой 30ХГСА. Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: материалы XXIV Уральская школа металловедов-термистов (19-23 марта 2018 года, Магнитогорск) / отв. ред. М.В. Чукин, А.Н. Емелюшин. – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2018. – с. 173-174.
2. G.E. Trekin. Investigation of structure and properties of low alloy steel obtained by wire arc additive manufacturing under various fluxes. IOP Conference Series Materials Science and Engineering, Volume 966, 15th International Conference on Industrial Manufacturing and Metallurgy 18-19 June 2020, Nizhny Tagil, Russia. (G E Trekin 2020 *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*966 012044)
3. Трекин Г.Е. Влияние температуры закалки на структуру и твердость 3D наплавки /Г.Е. Трекин. – Текст: электронный // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов = Actual Problems of the Physical Metallurgy of Steels and Alloys: сборник тезисов докладов XXVI Уральской школы металловедов-термистов (Екатеринбург, 7-11 февраля 2022 г.) – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2022. – с. 8-11. – URL: http:elar.urfu.ru/handle/10995/109003.
4. Трекин Г.Е. Влияние температуры закалки на структуру и твердость 3D наплавки, выполненной под флюсом UF-01 проволокой 30ХГСА / Трекин Г.Е., Сафонов Е.Н. – Текст: электронный // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов = Actual Problems of the Physical Metallurgy of Steels and Alloys: Сборник статей

XXVII Международной научно-технической Уральской школы металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (Екатеринбург,03–07 февраля 2025 г.). – Екатеринбург: Издательство Издательский Дом «Ажур», 2025. – с. 14 - 16. – URL: https://elar.urfu.ru/bitstream/10995/142254/1/978-5-91256-693-6_2005_003.pdf.

REFERENCES

1. Trekin G.E., Shevchenko O.I. Issledovanie struktury` i tverdosti 3D naplavki provolokoj 30XGSA. Aktual`ny`e problemy` fizicheskogo metallovedeniya stalej i splavov: materialy` XXIV Ural`skaya shkola metallovedov-termistov (19-23 marta 2018 goda, Magnitogorsk) / otv. red. M.V. Chukin, A.N. Emelyushin. – Magnitogorsk: Izd-vo Magnitogorsk. gos. texn. un-ta im. G.I. Nosova, 2018. – s. 173-174.
2. G.E. Trekin. Investigation of structure and properties of low alloy steel obtained by wire arc additive manufacturing under various fluxes. IOP Conference Series Materials Science and Engineering, Volume 966, 15th International Conference on Industrial Manufacturing and Metallurgy 18-19 June 2020, Nizhny Tagil, Russia. (G E Trekin 2020 *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*966 012044)
3. Trekin G.E. Vliyanie temperatury zakalki na strukturu i tverdost' 3D naplavki /G.E. Trekin. – Tekst: elektronnyj // Aktual'nye problemy fizicheskogo metallovedeniya stalej i splavov = Actual Problems of the Physical Metallurgy of Steels and Alloys: sbornik tezisov dokladov XXVI Ural'skoj shkoly metallovedov-termistov (Ekaterinburg, 7-11 fevralya 2022 g.) – Ekaterinburg: Izd-vo Ural. un-ta, 2022. – s. 8-11. – URL: http:elar.urfu.ru/handle/10995/109003.
4. Trekin G.E. Vliyanie temperatury` zakalki na strukturu i tverdost` 3D naplavki, vy`polnennoj pod flyusom UF-01 provolokoj 30XGSA / Trekin G.E., Safonov E.N. – Tekst: e`lektronny`j // Aktual`ny`e problemy` fizicheskogo metallovedeniya stalej i splavov = Actual Problems of the Physical Metallurgy of Steels and Alloys: Sbornik statej XXVII Mezhdunarodnoj nauchno-texnicheskoj Ural`skoj shkoly` metallovedov-termistov «Aktual`ny`e problemy` fizicheskogo metallovedeniya stalej i splavov» (Ekaterinburg,03–07 fevralya 2025 g.). – Ekaterinburg: Izdatel`stvo Izdatel`skij Dom «Azhur», 2025. – s. 14 - 16. – URL: https://elar.urfu.ru/bitstream/10995/142254/1/978-5-91256-693-6_2005_003.pdf

УДК 621.791.92

Александр Сергеевич Чапайкин[1*], Денис Анатольевич Романов[1], Виктор Евгеньевич Громов[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

[*]*Email: tchapajkin.s@yandex.ru*

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАПЛАВКИ Р18Ю ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Исследовано влияние высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки на трансформацию структуры и свойств наплавочных покрытий Р18Ю, полученных на легированной конструкционной стали 30ХГСА. Исследованы коэффициент трения и износа, нанотвердость и модуль Юнга. Трансформация структуры описана с применением метода сканирующей электронной микроскопии, совмещенной с микрорентгеноспектральным анализом. Применение режимов: плазменная наплавка в среде азота; плазменная наплавка в среде азота и высокотемпературный отпуск; плазменная наплавка в среде азота, высокотемпературный отпуск и электронно-пучковая обработка приводят к последовательному увеличению исследуемых свойств.

Ключевые слова: плазменная наплавка, порошковая проволока, регулируемый термический цикл, быстрорежущие сплавы, высокотемпературный отпуск, импульсный электронный пучок, азот, твердость, износостойкость.

Chapaikin A. Sergeevich, Denis A. Romanov, Victor E. Gromov

CHANGES IN THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE R18U SURFACE AFTER HIGH-TEMPERATURE TEMPERING AND ELECTRON-BEAM TREATMENT

The effect of high-temperature tempering and electron-beam treatment on the transformation of the structure and properties of P18Yu surfacing coatings obtained on 30KhGSA alloy structural steel was studied. The coefficient of friction and wear, nanohardness, and Young's modulus were investigated. The structural transformation was described using scanning electron microscopy combined with X-ray microanalysis. The application of the following modes: plasma surfacing in a nitrogen environment; plasma surfacing in a nitrogen environment and high-temperature tempering; plasma surfacing in a nitrogen environment, high-temperature tempering, and electron-beam treatment lead to a consistent increase in the studied properties.

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

Key words: Plasma surfacing, flux-cored wire, controlled thermal cycle, high-speed alloys, high-temperature tempering, pulsed electron beam, nitrogen, hardness, wear resistance.

Для таких промышленных операций как дробление, помол, калибровка и просеивание обеспечение высокой эффективности оборудования является постоянным требованием. При более высокой производительности классические материалы для защиты от износа, такие как нелегированные стали, стали с высоким содержанием марганца [1] или бейнитные/мартенситные стали [2] с низкой твердостью и ударной вязкостью, демонстрируют недостаточную эффективность, в результате чего классические концепции защиты от износа должны быть критически пересмотрены [3]. Одновременное воздействие истирания и удара имеет решающее значение, если твердые фазы или твердые материалы склонны к хрупкости, а мягкие материалы склонны к истиранию [4, 5]. Основными параметрами, влияющими на ударно-абразивное поведение, являются твердость материала, его вязкость разрушения (отражающая пластичность) и критическая энергия удара. Для композитов металлическая матрица-карбид основными параметрами являются твердость матрицы, размер твердой фазы и ее распределение, а также прочность границы раздела [6]. Здесь прочность интерфейса отражает металлургическую связь и/или адгезию между металлической матрицей и твердой фазой.

Структура и методы формирования износостойких материалов, в том числе материалов для быстрорежущих сталей оказывают решающее влияние на их поведение при изнашивании и разрушении. Вызванные конкретной обработкой сложнолегированных наплавок результирующие характеристики износа в условиях сухого трения-скольжения, испытаний на нанотвердость и модуль Юнга определяют работоспособность конкретного изделия. В силу этих причин в настоящей работе исследовалась возможность повышения свойств и формирования наиболее приемлемой структуры при использовании комплексной трехстадийной обработки покрытий Р18Ю. Плазменная наплавка в среде азота была выбрана для создания покрытия состава Р18Ю на поверхности легированного конструкционной стали 30ХГСА как один из перспективных для промышленного применения методов создания защитных покрытий. Термическая обработка в виде высокотемпературного отпуска и электронно-пучковая обработка также выбраны для трансформации структуры и повышения свойств наплавочного покрытия. На основе вышесказанного определена цель настоящей работы, заключающаяся в исследовании влияния высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки на трансформацию структуры и свойств наплавленного в среде азота покрытия из стали Р18Ю.

Впервые осуществлено формирование покрытия Р18Ю посредствам плазменной наплавки в среде азота на поверхности легированного конструкционного сплава 30ХГСА. Установлено влияние последующих высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки на трансформацию структуры и свойств наплавочных слоев. Основные выводы:

1. Наплавка в среде азота приводит к формированию слоя с зеренной структурой дендритного типа с размером зерен, изменяющимся в пределах от 4 до 13,5 мкм. Объем зерен обогащен атомами железа. Границы зерен разделены тонкими ≈ 1 мкм прослойками второй фазы, которые обогащены атомами хрома, алюминия, вольфрама и ванадия. Отмечено формирование ячеек с аустенитно-мартенситной структурой. Покрытия имеют разориентированную дендритную структуру с характерным размером осей первого порядка 100 мкм, которая мало изменяется с глубиной. При больших увеличениях детально выявляется карбидная сетка с размерами ячеек в пределах от 20 до 100 мкм, окаймленная слоем однородного металла. Внутренний объем ячеек имеет аустенитно-мартенситную структуру, характерный размер мартенситных игл которой составляет от 1 до 3 мкм.

2. Высокотемпературный отпуск сопровождается увеличением размеров зерен до 7 – 22,5 мкм, перемещением атомов хрома и ванадия с границ в объеме зерен, формированием структуры пластинчатого (игольчатого) типа, по морфологическому признаку характерной для пластинчатого мартенсита. Происходит рост мартенситных игл, размеры которых изменяются в пределах от 2 до 6 мкм.

3. Облучение импульсным электронным пучком наплавленного сплава, подвергнутого предварительному высокотемпературному отпуску, приводит к кардинальному преобразованию структуры поверхностного слоя толщиной до 50 мкм: (1) к фрагментации поверхностного слоя сеткой микротрещин; (2) к формированию структуры ячеистого типа с размером ячеек высокоскоростной кристаллизации от 0,7 до 1,0 мкм, по границам который расположены включения второй фазы размерами от 110 до 240 нм; (3) к снижению (относительно исходного наплавленного слоя) в 1,4 раза относительного содержания атомов углерода, к увеличению в 2 раза относительного содержания атомов ванадия, хрома в 1,2 раза и вольфрама 1,6 раза. Происходит залечивание микротрещин, отпуск мартенсита, размывание карбидной сетки.

4. Высокотемпературный отпуск и последующее облучение импульсным электронным пучком приводят к увеличению микротвердости наплавленного слоя на 13 %, износостойкости более чем в 3 раза и снижению коэффициента трения на 21 %.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Machado P. C. Abrasion wear of austenitic manganese steels via jaw crusher test / P. C. Machado, J. I. Pereira, A. Sinatora // Wear. 2021. V. 476. P. 203726. https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203726.
2. Das Bakshi S. Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite / S. Das Bakshi, P. H. Shipway, H. K. D. H. Bhadeshia // Wear. 2013. V. 308. P. 46–53. https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.09.008.
3. Badisch E. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide / E. Badisch, M. Kirchgaßner // Surface and Coatings Technology. 2008. V. 202. P. 6016–6022. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.06.185.
4. Badisch E. Multivariable modeling of impact-abrasion wear rates in metal matrix-carbide composite materials / E. Badisch, S. Ilo, R. Polak // Tribology Letters. 2009. V. 36/1. P. 55–62. https://doi.org/ 10.1007/s11249-009-9458-y.
5. Kirchgaßner M. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact / M. Kirchgaßner [etc.] // Wear. 2008. V. 265 P. 772–779. https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.01.004.
6. Ratia V. Effect of multiple impacts on the deformation of wear-resistant steels / V. Ratia [etc.] // Tribology Letters. 2015. V. 57. P. 1–16. https://doi.org/ 10.1007/s11249-014-0460-7.

REFERENCES

1. Machado P. C. Abrasion wear of austenitic manganese steels via jaw crusher test / P. C. Machado, J. I. Pereira, A. Sinatora // Wear. 2021. V. 476. P. 203726. https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203726.
2. Das Bakshi S. Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite / S. Das Bakshi, P. H. Shipway, H. K. D. H. Bhadeshia // Wear. 2013. V. 308. P. 46–53. https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.09.008.
3. Badisch E. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide / E. Badisch, M. Kirchgaßner // Surface and Coatings Technology. 2008. V. 202. P. 6016–6022. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.06.185.
4. Badisch E. Multivariable modeling of impact-abrasion wear rates in metal matrix-carbide composite materials / E. Badisch, S. Ilo, R. Polak // Tribology Letters. 2009. V. 36/1. P. 55–62. https://doi.org/ 10.1007/s11249-009-9458-y.
5. Kirchgaßner M. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact / M. Kirchgaßner [etc.] // Wear. 2008. V. 265 P. 772–779. https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.01.004.
6. Ratia V. Effect of multiple impacts on the deformation of wear-resistant steels / V. Ratia [etc.] // Tribology Letters. 2015. V. 57. P. 1–16. https://doi.org/ 10.1007/s11249-014-0460-7.

СЕКЦИЯ 7

Термомеханическая и поверхностная обработка металлических материалов

УДК 669

Виктор Павлович Кузнецов [1], Игорь Алексеевич Воронцов [1*]

[1]ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

[*]*e-mail: igor.vorontsov@urfu.ru*

ЗАКОНОМЕРНОСТИ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛИ AISI 420 ЛЕГИРОВАНИЕМ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫМ МАТЕРИАЛОМ WC-CO В ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Исследовано влияние обработки трением с перемешиванием (ОТП) при $F_н$ = 3000 Н, n = 2500 об/мин, f = 50 мм/мин инструментом WC–Co со сферической рабочей частью на упрочнение легированием поверхностного слоя стали AISI 420. Проведён СЭМ-анализ зоны перемешивания. Показано, что ОТП увеличивает расстояние диффузионного распространения вольфрама до 17,5 мкм, что обеспечивает более сплошное легирование с образованием вихревых полос и глобулярных зерен аустенита. Установлено, что исходные частицы WC в процессе ОТП измельчаются до 140 нм и частично растворяются с сегрегацией W по границам мартенситных пакетов. По результатам микродюрометрии установлено, что мартенситная структура, упрочненная зернограничным и твердорастворным механизмами в процессе ОТП, повышает микротвердость до 1300 $HV_{0,1}$.

Ключевые слова: ОТП; AISI 420; WC–Co; диффузия вольфрама; зона перемешивания; упрочнение; легирование; карбиды вольфрама.

Viktor P. Kuznetsov, Igor A. Vorontsov

PATTERNS OF STRENGTHENING OF AISI 420 STEEL BY ALLOYING WITH WC–CO TOOL MATERIAL DURING FRICTION STIR PROCESSING

The effect of friction stir processing (FSP) with a WC–Co spherical-pin tool performed at $F_N = 3000$ N, $n = 2500$ rpm, and feed rate $f = 50$ mm/min on alloying-based strengthening of the surface layer of AISI 420 steel was investigated. The stir zone was examined by SEM. FSP increased the tungsten diffusion distance to 17.5 μm, enabling more continuous alloying with vortex-like bands and globular austenite grains. The initial WC particles were refined during FSP to 140 nm and partially dissolved, with W segregating along martensite packet boundaries. Microhardness testing showed that the martensitic structure, strengthened by grain-boundary and solid-solution mechanisms during FSP, reached 1300 $HV_{0.1}$.

Keywords: FSP; AISI 420; WC–Co; tungsten diffusion; stir zone; strengthening; alloying; tungsten carbides.

© Кузнецов В. П., Воронцов И. А.

Термомеханическая обработка трением с перемешиванием (ОТП) используется для управляемой модификации поверхностного слоя в твёрдом состоянии за счёт интенсивной пластической деформации и тепловыделения [1, 2]. При легировании инструментальным материалом WC–Co возможен перенос W и C в стальную матрицу и формирование композитного слоя [3, 4]. Целью работы является установление влияния ОТП на кинетику диффузии вольфрама, микроструктурную эволюцию и механизмы упрочнения поверхностного слоя стали AISI 420.

Материал исследования сталь AISI 420. ОТП проводилась твердосплавным инструментом WC–Co, со сферической рабочей частью R = 10 мм. Режим обработки: $F_н$ = 3000 Н, n = 2500 об/мин, t_p = 30 с, f = 50 мм/мин. В поперечном сечении дорожки трения проведено исследование микроструктуры методом СЭМ, проведен количественный элементный анализ (КЭМ) и определена микротвердость по глубине.

Микроструктурный анализ дорожек трения в поперечном сечении образца показал, что в обрабатываемом материале в зоне перемешивания происходит формирование локализованных полос легирования частицами материала инструмента. Эрозия инструментального материала в поверхностный слой происходит в результате высокой фрикционной и тепловой нагрузки (рис. 1).

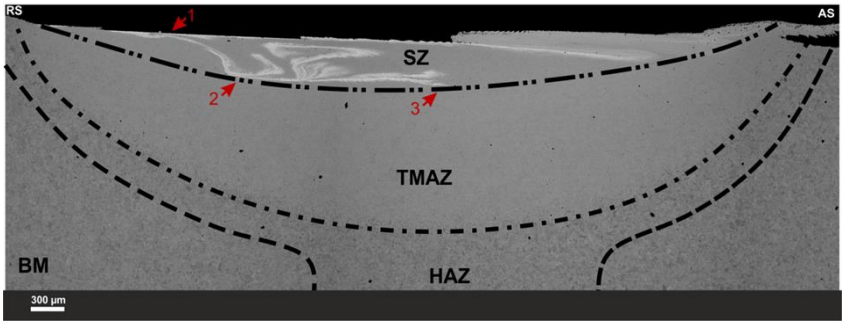


Рис. 1. СЭМ поперечного шлифа поверхностного слоя стали AISI 420 после ОТП: ЗП – Зона перемешивания; ЗТМО – Зона термомеханической обработки; ЗН – Зона нагрева; ОМ – Основной металл; НС – Наступающая сторона; ОС – Отступающая сторона

Глубина ЗП и ЗТМО составляет 530 мкм и 1420 мкм соответственно. Анализ распределения частиц инструментального материала в поперечном сечении под дорожкой трения показывает, что в процессе ОТП наибольшая концентрация частиц инструментального материала расположена ближе к ОС (рис. 1, указатель 1, 2). Далее в результате вращения и движения инструмента частицы перераспределяются к НС, при этом формируются полосы легирования (рис. 1, указатель 3). В ЗП формируются области с различным содержанием частиц инструментального материала, отличающиеся структурным и фазовым составом, а также наблюдаются дефекты в виде мелких пор. В тонком

поверхностном слое толщиной до 70 мкм после обработки формируется слоистая микроструктура с чередованием полос игольчатой мартенситной микроструктуры (α-Fe) и полос глобулярных зёрен аустенита (γ-Fe) с частицами карбидов вольфрама WC по границам. При этом в областях с содержанием вольфрама 9 масс. % и более преобладает зернистая морфология, тогда как в областях с низким содержанием вольфрама и с исходным уровнем легирования формируется игольчатая мартенситная структура (α′-Fe(W) и α′-Fe), соответственно.

Результаты количественного элементного анализа тонкого поверхностного слоя под дорожкой трения показывают наличие неоднородностей в насыщении упрочняемой поверхности вольфрамом.
В области с глобулярными зернами и частицами инструментального материала по границам микротвердость повышается до 620 $HV_{0,1}$ по дисперсионному и зернограничному механизму упрочнения. Сегрегации W по границам мартенситных пакетов обеспечивают микротвердость до 1300 $HV_{0,1}$ по зернограничному и твердорастворному механизмам упрочнения. Глубина упрочненного слоя по центру дорожки трения достигает 1520 мкм (рис. 2). Также, на глубине до 400 мкм наблюдается неоднородность упрочнения, связанная с полосчатостью структуры.

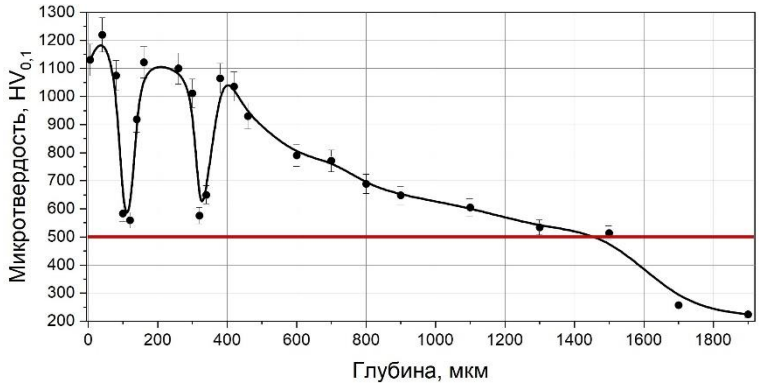


Рис. 2. Характеристика микротвердости по глубине дорожки трения

В работе показана эффективность ОТП как обработки для упрочнения легированием: перенос и частичное растворение частиц инструментального материала обеспечивают формирование легированного слоя, упрочнение определяется совместным действием дисперсионного, зернограничного и твёрдорастворного механизмов, что подтверждается ростом микротвёрдости до 620 $HV_{0,1}$ в области глобулярных зёрен и до 1300 $HV_{0,1}$ в области с мартенситной микроструктурой. Глубина зон перемешивания и термомеханической обработки составляет 530 и 1420 мкм.

Работа выполнена в молодежной лаборатории модификации поверхностей материалов ФГАОУ ВО УрФУ в рамках соглашения с Минобрнауки России № 075-03-2025-258/5 от 07.07.2025 (номер темы FEUZ-2024-0020)

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Mishra R. S. Friction stir welding and processing / R. S. Mishra, Z. Y. Ma // Materials Science and Engineering A.2005. V. 50. P. 1–74.
2. Schmidt H. A local model for the thermomechanical conditions in friction stir welding / H. Schmidt, J. Hattel // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 2005. V. 13. P. 77–93.
3. Takemoto S. Diffusion of tungsten in α-iron / S. Takemoto [et al.] // Philosophical Magazine. 2007. V. 87(11). P. 1619–1629.
4. Kuznetsov V. P. Regularities of Surface Hardening of Steel 20Kh13 (X20Cr13) by Alloying with the Material of WC–Co Tool During Friction Stir Processing / V. P. Kuznetsov, I. A. Vorontsov, M. S. Karabanalov // Metal Science and Heat Treatment. — 2025. №3(837). С.50–56. https://doi.org/10.1007/s11041-025-01149-y

УДК 09-205

Дарья Олеговна Муль[1*], Артур Владимирович Гренгрос[1]

Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*]*ddariol@yandex.ru*

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКОЙ САМОФЛЮСУЮЩЕГОСЯ ПОРОШКА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И ХРОМА

Исследовано повышение микротвердости упрочнённых слоёв хромоникелевых аустенитных сталей путём формирования поверхностно-модифицированных покрытий толщиной до 3 мм методом вневакуумной электронно-лучевой обработки. Использован самофлюсующийся порошковый материал на основе никеля и хрома с добавлением бора и углерода, способствующий образованию высокопрочных боридных и карбидных соединений. Установлено трёхкратное увеличение твёрдости покрытия относительно основного металла (до 750 HV).

Ключевые слова: вневакуумная электронно-лучевая наплавка, аустенитная хромоникелевая сталь, износостойкость, самофлюсующийся никель-хромовый порошок.

Daria O. Mul, Artur V. Grengros

MODIFICATION OF CHROMIUM-NICKEL AUSTENITIC STEEL SURFACE BY NON-VACUUM ELECTRON BEAM SURFACING WITH NICKEL AND CHROMIUM BASED SELF-FLUXING POWDER

This study investigate the increase in microhardness of hardened layers on chromium-nickel austenitic steels by surface-modified coatings formation up to 3 mm thick using non-vacuum electron beam surfacing was studied. A nickel and chromium based self-fluxing powder material with additions of boron and carbon was used, which promotes the formation of high-strength boride and carbide compounds. A threefold increase in the coating hardness (up to 750 HV) relative to the base metal was achieved.

Key words: non-vacuum electron beam surfacing, austenitic chromium-nickel steel, microhardness, self-fluxing nickel-chromium powder.

Высокая технологичность и коррозионная стойкость хромоникелевых аустенитных сталей обуславливает их использование в нефтяной и горнодобывающей промышленности для изготовления множества различных деталей и узлов оборудования. Существенным

© Муль Д.О., Гренгрос А.В.

недостатком этих сталей является их низкая стойкость к изнашиванию в среде воздействия абразивных частиц. Повышение абразивной стойкости хромоникелевых сталей аустенитного класса является важной задачей.

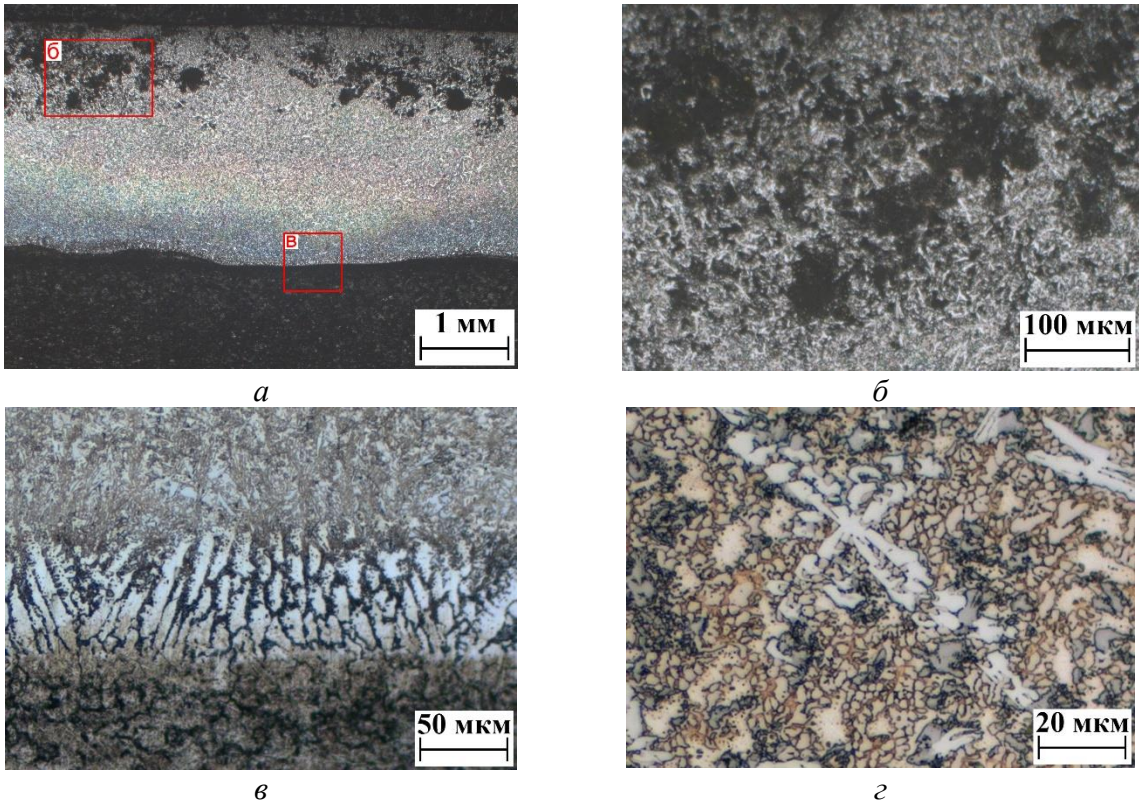
Для упрочнения поверхностных слоев хромоникелевых сталей применяют различные методы химико-термической обработки, например борирование и азотирование [1, 2]. Однако малая толщина упрочненных поверхностных слоев является недостатком, характерным для указанных технологических процессов. Одно из решений отмеченной проблемы может являться формирование поверхностно легированных слоев с использованием высококонцентрированного источника энергии, например электронного пучка, выведенного в воздушную атмосферу. В процессе вневакуумной электронно-лучевой обработки возможно полное расплавление наплавляемых материалов и поверхностного слоя металлической заготовки, вследствие чего формируется поверхностно модифицированный слой, прочно сцепленный с основным металлом [3–4]. Глубина упрочненного таким образом слоя достигает 2-4 мм.

Формирование поверхностно модифицированного слоя на аустенитно хромоникелевой стали предполагает использование наплавляемых составов, обеспечивающих высоких уровень коррозионной стойкости сплава. Поэтому в качестве наплавляемого материала используется самофлюсующийся порошок на основе никеля и хрома с небольшими добавками бора и углерода, которые при взаимодействии с хромом и железом образуют высокопрочные бориды и карбиды.

Эксперименты по формированию упрочняющих поверхностных слоев были выполнены методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой смеси на металлическую заготовку из нержавеющей стали марки 12Х18Н9Т. Обработку материалов релятивистским электронным пучком проводили на установке ЭЛВ-6 (ИЯФ СО РАН, г. Новосибирск). В качестве наплавляемого материала использовали самофлюсующийся порошок на основе никеля и хрома состава: C 1,9 вес. %, Si 4,52 вес. %, B 0,80 вес. %, Cr 18,00 вес. %, Fe 1,96 вес. %, Ni 72,81 вес. %. Плотность насыпки порошковой смеси составляла 0,8 г/см^2. Скорость перемещения заготовки и нанесенной на нее порошковой смесью перемещался по сканирующим электронным пучком со скоростью 20 мм/с. Энергия пучка составляла 2,5 МэВ, ток пучка – 15 мА.

Поверхность наплавленных образов ровная; трещины, раковины, места непроплава не визуализируются. Структурные исследования материалов выполняли на световом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer A1m. Внешний вид структуры наплавленного слоя представлен на рисунке 1 а. Толщина модифицированного слоя составила ~ 3 мм. Рентгенофазовый анализ модифицированного слоя, проведенный на дифрактометре Advin Powdix600, выявил наличие таких фаз: твердого раствора железа и хрома в

никеле с ГЦК решеткой Ni(Fe,Cr), боридов хрома CrB и Cr_5B_3, карбида железа и хрома $(Fe,Cr)_{23}C_6$.



а *б* *в* *г*

Рис. 1. Микроструктура модифицированного слоя

Переходная зона, формируемая между модифицированным слоем и основным металлом, характеризуется сплошностью соединения слоев с плавным переходом химического и структурного состава, что обеспечивает высокие адгезионные силы (рис. 1 в). При больших увеличениях основного объема модифицированных слоев в структуре выделяется равномерно распределенные дендритные частицы борида CrB, имеющие на рисунке белый цвет размером 20-100 мкм с осями первого – второго порядка, а также бесформенные частицы серого цвета размером 5-15 мкм – частицы борида Cr_5B_3 (рис. 1 г). Металлическая матрица выделена в виде зерен твердого раствора Ni(Fe,Cr) бежевого цвета размером 1-10 мкм, по границам которых - мелкодисперсные выделения карбида $(Fe,Cr)_{23}C_6$.

В верхней области модифицированного слоя обнаружены локальные следы выкрашивания графита (рис. 1 а, б). Выделение графита в верхних слоях модифицированного слоя обусловлено наличием в наплавочной смеси графитизирующего элемента – кремния. Глубина распространения негативной структуры достигает 1 мм.

Микротвердость упрочненных слоев и переходных зон была измерена на полуавтоматическом приборе Wolpert Group 402MVD. Инденты наносились с нагрузкой 0,98 Н в направлении от поверхности

направленного слоя к основному металлу перпендикулярно границе модифицированного слоя. На каждой глубине было нанесено по пять индентов, усредненные результаты которых представлены на рисунке 2. Выделение в модифицированных слоях высокопрочных боридов и карбидов является причиной трехкратного повышения твердости (с 350 HV в основном металле до 750 HV в покрытии).

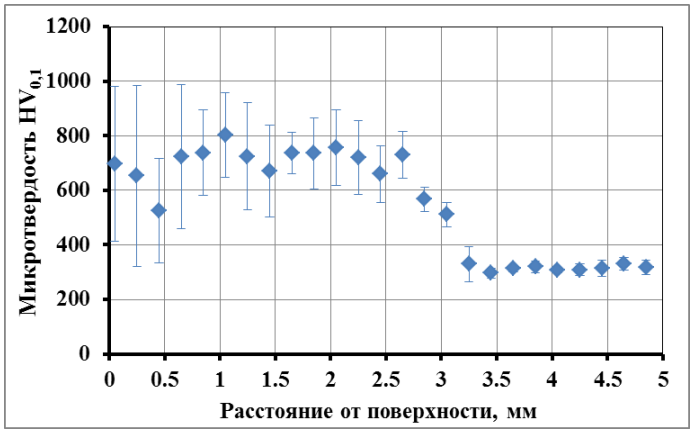


Рис. 2. Микротвердость стали 12Х18Н9Т после наплавки самофлюсующегося порошка на основе никеля и хрома

Заключение: вневакуумная электронно-лучевая наплавка самофлюсующегося порошка Ni-Cr-B-Si-Fe-C на хромоникелевую аустенитную сталь позволяет получить широкие поверхностно модифицированные упрочняющие слои. Выделение в модифицированных слоях высокопрочных боридов и карбидов обусловило повышение твердости до уровня 750 HV.

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Гурьев А.М. Борирование малоуглеродистой стали / А.М. Гурьев [и др.] // Международный журнал экспериментального образования. 2015. № 12-4. С. 572-573.
2. Василевич А.Н. Исследование параметров вакуумной цементации хромистых и хромоникелевых сталей / А.Н. Василевич, М.М. Евстафьева // Политехнический Молодежный Журнал. 2022. № 11. С. 76.
3. Mul D.O. Effect of Molybdenum on the Microstructure, Wear Resistance, and Impact Toughness of Composites Produced by Non-vacuum Electron Beam Cladding of V–C–Mo Powders on Medium-Carbon Steel / D.O. Mul [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. 2025, October.

4. Zimogliadova T.A. Structural characterization of layers fabricated by non-vacuum electron beam cladding of Ni-Cr-Si-B self-fluxing alloy with additions of niobium and boron / T.A. Zimogliadova [et al.] // Materials Today Communications. 2022. T. 33.

REFERENCES

1. Guryev A.M. Boration of low carbon steel / A.M. Guryev [et al.] // International Journal of Experimental Education. 2015. № 12-4. P. 572-573.
2. Vasilevich A.N., Evstafieva M.M. Investigation of the parameters of vacuum cementation of chromium and chromium-nickel steels / A.N. Vasilevich, M.M. Evstafieva // Polytechnic Youth Magazine. 2022. № 11. P. 76.
3. Mul D.O. Effect of Molybdenum on the Microstructure, Wear Resistance, and Impact Toughness of Composites Produced by Non-vacuum Electron Beam Cladding of V–C–Mo Powders on Medium-Carbon Steel / D.O. Mul [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. 2025, October.
4. Zimogliadova T.A. Structural characterization of layers fabricated by non-vacuum electron beam cladding of Ni-Cr-Si-B self-fluxing alloy with additions of niobium and boron / T.A. Zimogliadova [et al.] // Materials Today Communications. 2022. T. 33.

УДК 669-1

Андрей Викторович Корелин[1*], Виктор Павлович Кузнецов[1], Елизавета Олеговна Параскивая[1]

[1]ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург, Россия

[*]*e-mail: a.v.korelin@urfu.ru*

ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 20Х КОМБИНИРОВАННОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ И ПОВЕРХНОСТНОЙ МЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТКОЙ

Проведен сравнительный анализ структуры, свойств поверхностного слоя и сопротивления усталости образцов стали 20Х после газовой цементации, закалки и низкого отпуска с последующим шлифованием, алмазным и наноструктурирующим выглаживанием (НСВ). Показано, что сформированный НСВ слой толщиной 10 мкм с микротвердостью ~1185 $HV_{0,05}$ и цементованный слой глубиной до 125 мкм блокируют развитие усталостных трещин до $1{,}9 \cdot 10^5$ циклов при нагрузке 1000 МПа, обеспечивая преимущество над шлифованием и алмазным выглаживанием. Испытания выполнены по схеме изгиб с кручением согласно ASTM E466-07.

Ключевые слова: сталь, поверхностный слой, химико-термическая обработка, наноструктурирующее выглаживание, алмазное выглаживание, шлифование, сопротивление усталости, микротвердость, фрактография, микроструктура.

Andrey V. Korelin, Viktor P. Kuznetsov, Elizaveta O. Paraskivaia

ENHANCING THE FATIGUE RESISTANCE AND MECHANICAL PROPERTIES OF 20Cr STEEL BY COMBINED THERMOCHEMICAL AND SURFACE MECHANICAL PROCESSING

The A comparative analysis was performed of the surface-layer structure, properties, and fatigue resistance of 20Cr steel specimens after gas carburizing, quenching and low tempering, followed by grinding, diamond burnishing, and nanostructuring burnishing (NSB). It is shown that an NSB-formed layer 10 μm thick with a microhardness of ~1185 HV0.05, together with a carburized layer up to 125 μm, suppresses fatigue-crack propagation up to 1.9×10^5 cycles at a stress of 1000 MPa, offering an advantage over grinding and diamond burnishing. Fatigue tests were carried out in a bending-with-torsion scheme in accordance with ASTM E466-07.

© Корелин А. В., Кузнецов В. П., Параскивая Е. О.

Keywords: steel, surface layer, thermochemical treatment, nanostructuring burnishing, diamond burnishing, grinding, fatigue resistance, microhardness, fractography, microstructure.

Повышение стойкости деталей к разрушению при циклическом нагружении во многом определяется состоянием поверхностного слоя [1], поэтому наряду с традиционными операциями (точение, шлифование) все шире применяются прогрессивные финишные обработки, формирующие упрочненные приповерхностные слои и благоприятные остаточные напряжения – в частности, различные варианты выглаживания (роликовое, шариковое, алмазное и наноструктурирующее) [2]. Эти подходы направлены на деформирование зеренной структуры, снижение шероховатости и создание сжимающих напряжений, что совместно повышает предел выносливости и долговечность изделий. Данные по исследования стали AISI 304 наглядно показывают рост усталостной прочности при роликовом и скользящем роликовом выглаживании [3].

В работе Huang H. W. et al. подчеркивается эффективность выглаживания для повышения сопротивления усталости и износостойкости сталей и сплавов, а также рассматривается методология управления параметрами процесса для получения требуемого состояния поверхности. Ряд работ связан с формированием градиентных наноструктурированных слоев, обеспечивающих сочетание высокой прочности и пластичности. Примером служат исследования стали AISI 316L с градиентным наноструктурированным поверхностным слоем и улучшенными усталостными характеристиками [4].

Исследована сталь 20Х (C 0,21; Cr 0,84; Ni 0,08; Mn 0,57; Si 0,27; Cu 0,18; P 0,017; S 0,019, масс. %), образцы цилиндрические: L = 210 мм, $D_{раб}$ = 10 мм. Химико-термическая обработка: газовая цементация (слой до 0,125 мм, C ≈ 0,97%), закалка 830 °C в масле, отпуск 250 °C (2 ч), твердость 58–60 HRC. Поверхностные обработки: врезное шлифование с подачей v_s = 35 м/мин, алмазное выглаживание при режиме R = 2 мм, F_b = 300 Н, v_s = 80 м/мин, n_p = 1, f = 0,04 мм/об и наноструктурирующее фрикционное выглаживание при режиме R = 2 мм, F_b = 300 Н, v_s = 20 м/мин, n_p = 3, f = 0,04 мм/об.

После наноструктурирующего выглаживания формируется сплошной поверхностный слой с нанокристаллической структурой толщиной порядка 10 мкм, с отчетливой и стабильной границей. Ниже, на глубине до 60 мкм, фиксируются линии скольжения, обусловленные сдвиговыми деформациями при трении индентором PSTM DBN. По данным ПЭМ размер кристаллитов не превышает 50–100 нм, что подтверждается характером кольцевых рефлексов на микродифракции. Непосредственно у поверхности микротвердость после НСВ достигает ~1185 $HV_{0,05}$, причем упрочнение охватывает приповерхностный слой и

сочетается с деформированным цементованным слоем до ~125 мкм, где сохраняется повышенная концентрация углерода 0,97 %. Такая комбинация обеспечивает более высокий ресурс по усталостной выносливости в сравнении с шлифованием и алмазным выглаживанием.

Профили микротвердости и остаточных напряжений по толщине демонстрируют преимущество применения НСВ. В сравнении с алмазным выглаживанием формируется более протяженная зона упрочнения с выраженными сжимающими напряжениями. При этом суммарная толщина модифицированной области достигает порядка 230 мкм. Фрактографический анализ показывает, что в образцах после НСВ зарождение усталостных микротрещин подавляется на границе модифицированного слоя и основного металла. Это согласуется с улучшенным состоянием поверхностного слоя (мелкозернистая структура и сжимающие остаточные напряжения), снижающим локальную концентрацию напряжений.

В условиях циклического нагружения по схеме «изгиб с кручением» сформированный НСВ нанокристаллический слой эффективно задерживает рост трещины. Блокирование наблюдается вплоть до $1{,}9\times10^5$ циклов при максимальном напряжении ~1000 Мпа. По совокупности характеристик упрочнения образцы после НСВ демонстрируют преимущество перед образцами после шлифования и алмазного выглаживания.

Отдельно отметим влияние на микрорельеф: врезное шлифование повышает высоту микропрофиля R_a = 1,35 мкм, тогда как алмазное и особенно наноструктурирующее выглаживание обеспечивают минимальные значения R_a = 0,46 и 0,38 мкм соответственно, улучшая параметры микрогеометрии до 3,5 раз относительно чистового точения.

Сравнительный анализ показал, что среди рассмотренных финишных обработок наибольший вклад в повышение ресурса усталости цементованной и термообработанной стали 20Х вносит наноструктурирующее фрикционное выглаживание. Сформированный нанокристаллический поверхностный слой толщиной порядка 10 мкм с микротвердостью 1185 $HV_{0,05}$ совместно с деформированным цементованным слоем до 125 мкм обеспечивает повышение энергии зарождения усталостных трещин и увеличивает ресурс усталостной выносливости вплоть до $1{,}9\times10^5$ циклов при σ_{max} = 1000 МПа и по совокупности характеристик превосходит шлифование и алмазное выглаживание, испытанные в аналогичных условиях. Одновременно НСВ формирует более протяженные профили упрочнения и сжимающих остаточных напряжений по толщине (модифицированная зона до ≈230 мкм), что согласуется с повышением микротвердости по сечению и упрочненным состоянием поверхностного слоя.

В целом установлен высокий потенциал применения комбинированной химико-термической обработки и наноструктурирующего выглаживания для управления состоянием поверхностного слоя и повышения долговечности деталей при изгибно-крутильном нагружении.

Работа выполнена в молодежной лаборатории модификации поверхностей материалов ФГАОУ ВО УрФУ в рамках соглашения с Минобрнауки России № 075-03-2025-258/5 от 07.07.2025 (номер темы FEUZ-2024-0020)

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Feng Y. P., Zhao S. C., Xie J. J., Wu X. L. High-cycle fatigue behavior of pure iron with gradient structures layer Materials Science Forum. 2013. V. 745 – 746. P. 387 – 392
2. Kuznetsov, V.P., Korelin, A.V., Voropaev, V.V. et al. Effect of Thermochemical and Surface Mechanical Treatments on the Microstructure, Properties and Fatigue Resistance of Steel 20Kh (20Cr4). Met Sci Heat Treat 67, 23–32 (2025). https://doi.org/10.1007/s11041-025-01124-7
3. Shun Yang. Investigations on the changed intensity shot peening specimens machined from SS304: Process characterization, fatigue modeling and failure analyses International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2022. V. 120. P. 5041 – 5056
4. Huang H. W. et al. Fatigue behaviors of AISI 316L stainless steel with a gradient nanostructured surface layer Acta Materialia. 2015. V. 87. P. 150 – 160

УДК 621.791.92

Юлия Николаевна Малютина[1*], Дина Сергеевна Овдина[1]

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*]*iuliiamaliutina@gmail.com*

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ СЛОЕВ СИСТЕМЫ NI-CR-MO-TI НА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

В работе исследовалась структура и жаростойкость наплавленных слоев Ni-Cr-Mo-Ti, нанесенных на сталь 40Х методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки (ВЭЛН). Были получены однослойное (N1) и двухслойные (N2, N3) покрытия, причем в покрытии N3 второй слой был дополнительно легирован бором и хромом. Испытания на окисление, выполненные при 850 °С в течение 100 часов, показали, что все наплавленные слои значительно превосходят исходную сталь по жаростойкости. Наименьший прирост массы (33,08 мг/см^2) зафиксирован для двухслойного покрытия N2. Улучшение стойкости к окислению в 1,77 раза по сравнению со сталью 40Х (58,73 мг/см^2) обусловлено формированием плотной и непрерывной оксидной пленки, а также наличием фаз, препятствующих диффузии кислорода вглубь материала.

Ключевые слова: вневакуумная электронно-лучевая наплавка, углеродистая сталь, наплавленные слои, структура, жаростойкость.

Yuliya N. Malyutina, Dina S. Ovdina

FORMATION OF NI-CR-MO-TI COMPOSITE LAYERS ON CARBON STEEL

This work investigates the microstructure and oxidation resistance of Ni-Cr-Mo-Ti-based layers cladded on 40Cr steel by non-vacuum electron beam cladding. Single-layer (N1) and double-layer (N2, N3) coatings were produced, with the N3 coating containing additional boron and chromium in second layer. Oxidation tests at 850 °C for 100 hours demonstrated that all cladded layers exhibited significantly higher oxidation resistance than the base steel. The lowest mass gain (33.08 mg/cm^2) was registered for the double-layer N2 coating. The 1.77-fold improvement in oxidation resistance compared to the 40Cr steel (58.73 mg/cm^2) is attributed to the formation of a dense, continuous oxide film and the presence of phases that inhibit oxygen diffusion into the material.

Key words: non-vacuum electron beam cladding, carbon steel, cladded layers, microstructure, oxidation resistance.

© Малютина Ю. Н., Овдина Д. С.

Сталь 40Х широко используется для изготовления ответственных деталей, работающих в условиях ударных нагрузок и умеренного нагрева. Однако ее применение при температурах выше 500-550 °С ограничено из-за склонности к интенсивному окислению и потере прочности. Одним из эффективных путей повышения жаростойкости стальных деталей является модификация их поверхностных слоев путем нанесения защитных покрытий. Метод вневакуумной электронно-лучевой наплавки (ВЭЛН) является высокопроизводительным способом формирования толстых беспористых слоев с прочной металлургической связью с материалом основы.

В работе проведены эксперименты по формированию на стали 40Х методом ВЭЛН защитных слоев системы Ni-Cr-Mo-Ti с целью повышения жаростойкости поверхности.

На заготовки из стали 40Х наносили одно- и двухслойные покрытия. Первый слой формировали из порошковой смеси следующего состава, мас. %: 55 % Ni, 19 % Cr, 5 % Mo, 1 % Ti. Были получены одно- (N1) и двухслойные (N2, N3) покрытия, где покрытие N3 содержало бор и хром во втором слое. Наплавку проводили на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6, расположенном в Институте ядерной физики СО РАН в Новосибирске. В ходе проведения экспериментов исследовали микроструктуру, элементный состав и фазовый состав. Стойкость к окислению оценивали в процессе нагрева при температуре 850 °С в течение 100 часов в воздушной атмосфере.

Наплавленные слои характеризуются высоким качеством, отсутствием пор и трещин. Структура слоев имеет матрицу на основе системы Ni-Cr-Mo-Ti, являющейся γ-(Fe, Ni) фазой. Легирование второго слоя покрытия N3 бором и хромом привело к образованию твердых боридных фаз, таких как $(Fe, Cr)_2B$.

Результаты испытаний на жаростойкость показали, что после 100 часов окисления при 850 °С наибольший прирост массы зафиксирован для стали 40Х и составляет 58,73 мг/см^2. Интенсивное окисление стали 40Х связано с образованием непрочной и несплошной оксидной пленки, преимущественно состоящей из оксидов железа. Наименьшее окисление зафиксировано для двухслойного образца N2 (33,08 мг/см^2). Это обусловлено формированием на его поверхности плотной оксидной пленки на основе Cr_2O_3, которая эффективно тормозит диффузию кислорода.

Исследования по жаростойкости проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-00066, https://rscf.ru/project/23-79-00066/

УДК 669.35, 621.791.927

Максим Сергеевич Ткачёв[1*], Евгений Сергеевич Ткачёв, Анна Игоревна Бодякова, Сергей Юрьевич Миронов

[1] Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия

**1196634@bsuedu.ru*

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА CU-CR-ZR-Y

В данном исследовании изучалось влияние обработки трением с перемешиванием (ОТП) на микроструктуру и свойства нового сплава Cu-Cr-Zr-Y. Было установлено, что из-за крайне низкой растворимости иттрия в меди этот легирующий элемент преимущественно концентрируется во вторичной фазе и из-за низкой температуры плавления Y-обогащённой фазы она выделяется в виде крупных включений что приводит к незначительным изменениям свойств. С другой стороны, ОТП оказалась весьма эффективным методом термомеханической обработки сплава Cu-Cr-Zr-Y. В частности, один проход ОТП привёл к более чем трёхкратному увеличению прочности при одновременном повышении электропроводности.

Ключевые слова: медные сплавы; редкоземельные элементы; обработка трением с перемешиванием; микроструктура; предел прочности

Maksim S. Tkachev, Evgeniy S. Tkachev, Anna I. Bodyakova, Sergei Y. Mironov

EFFECT OF FRICTION-STIR PROCESSING ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF CU-CR-ZR-Y ALLOY

This study examined the effect of friction-stir processing (FSP) on microstructure and properties of a novel Cu-Cr-Zr-Y alloy. It was found that due to the extremely low solubility of yttrium in copper, this alloying element primarily concentrates in a secondary phase, and Owing to the low melting point of the Y-rich phase, it precipitates as coarse inclusions, which leads to only minor changes in properties. On the other hand, FSP was found to be quite feasible for thermo-mechanical processing of the Cu-Cr-Zr-Y alloy. Specifically, a single FSP pass resulted in a more than threefold increase in strength while simultaneously increasing electrical conductivity.

Key words: copper alloys; rare-earth elements; friction-stir processing; microstructure; tensile strength

© Ткачёв М. С., Ткачёв Е. С., Бодякова А. И., Миронов С. Ю.

Сплавы системы Cu-Cr-Zr являются ключевыми конструкционными материалами в электротехнике и металлургии благодаря уникальному сочетанию высокой прочности и электропроводности [1]. В последние годы для дальнейшего улучшения их свойств активно исследуется микролегирование редкоземельными элементами, в частности иттрием [2]. Однако данные о влиянии иттрия на микроструктуру и, что особенно важно, его поведение при современных методах интенсивной пластической деформации, таких как ОТП, остаются фрагментарными и противоречивыми. На сегодняшний день микроструктурная эволюция и связанные с ней изменения прочности и электропроводности в редкоземельных медных сплавах после ОТП остаются малоизученными. Wang и др. сообщили, что добавка иттрия может замедлять разупрочнение, подавляя укрупнение выделений Cr [3]. Исследование эволюции сложной системы фаз в сплаве Cu-Cr-Zr-Y под воздействием ОТП критически необходимо для оценки практической ценности такой легирующей добавки и разработки эффективных технологий упрочнения.

В качестве материала исследования использовалась литая заготовка сплава Cu-0,35Cr-0,15Zr-0,10Y (мас.%). Заготовку подвергли горячей ковке при 900°C, затем разрезали на пластины и провели гомогенизирующий отжиг при 920°C в течение 1 часа с охлаждением в воде. Это состояние было принято за исходный материал. ОТП выполняли на машине AccurStir 1004 FSW инструментом из сплава W-Co. Для минимизации тепловложения и предотвращения роста зерна использовали режим со скоростью вращения 1000 об/мин и скоростью подачи 100 мм/мин. Зарегистрированная пиковая температура процесса составила 400°C.

Микроструктуру исследовали методами оптической, а так же сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (СЭМ и ПЭМ). Для оценки свойств измеряли микротвердость и электропроводность, а также проводили механические испытания на растяжение.

Основные результаты исследования демонстрируют комплексное влияние легирования иттрием и последующей обработки трением с перемешиванием (ОТП) на микроструктуру и свойства сплава Cu-Cr-Zr. Детальный анализ исходного материала после гомогенизирующего отжига при 920°C выявил формирование грубой неравновесной структуры со средним размером зерна 224 ± 30 мкм. Ключевой особенностью микроструктуры стало наличие относительно крупных включений вторичной фазы, расположенных как на границах зерен, так и внутри них. С помощью комплекса методов аналитической микроскопии было установлено, что эти включения представляют собой эвтектические образования средним диаметром 39 ± 9 мкм, состоящие из интерметаллидных фаз Cu_6Y и Cu_5Zr.

Обнаружено, что крупные Cr-обогащенные частицы часто окружены Y и Zr - содержащими включениями, что фактически исключает их участие в процессах дисперсионного упрочнения. Термодинамическое моделирование с использованием программного комплекса Thermo-Calc подтвердило низкую температуру плавления Y - обогащенной фазы (~833°C), что объясняет ее плавление в процессе гомогенизирующего отжига и последующую эвтектическую кристаллизацию при охлаждении. Это явление существенно ограничивает возможности контроля размера и распределения вторичных фаз стандартными методами термической обработки.

ОТП привела к значительному измельчению микроструктуры с формированием ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры (Рис.) со средним размером зерна ~1,1 мкм и субзерен ~0,25 мкм.

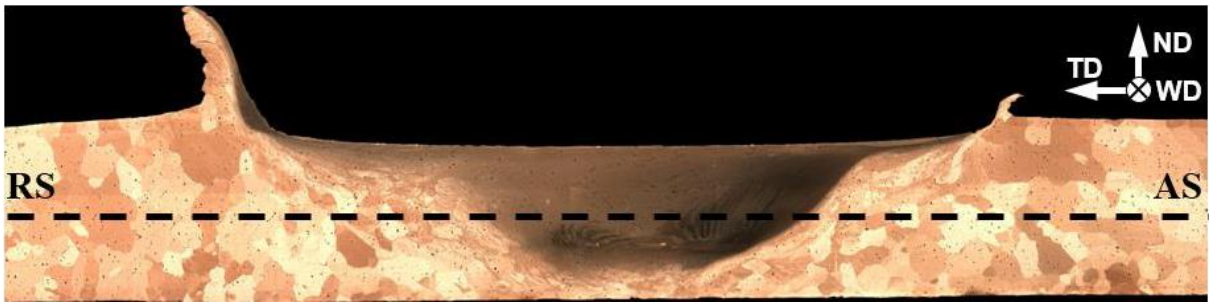


Рис. Оптическое изображение поперечного сечения материала после ОТП

Детальный анализ методами СЭМ и ПЭМ показал, что полученная микроструктура характеризуется развитой субструктурой с долей малоугловых границ около 30% и наличием двойников отжига, что свидетельствует о протекании процессов динамической рекристаллизации. ОТП не только способствовала формированию УМЗ структуры, но и вызвало удлинение и раздробление крупных Y/Zr - включений, а также привела к выделению наноразмерных Cr - обогащенных частиц внутри зерен.

Наиболее значимым практическим результатом является достижение синергетического эффекта - одновременного существенного улучшения прочностных характеристик и электропроводности. Прочность материала в зоне перемешивания увеличилась более чем в три раза при сохранении удовлетворительной пластичности, а микротвердость достигла значений 130-160 Hv в по сравнению с 60 Hv в исходном материале. При этом зафиксировано увеличение электропроводности до 80% IACS в зоне обработки, что можно связать с выделением Cr - обогащенных частиц и сопутствующим снижением содержания примесей в медной матрице при ОТП.

Вследствие ограниченной растворимости иттрия в меди данный легирующий элемент преимущественно концентрируется во вторичных

частицах, образующих тройную эвтектическую структуру, состоящую из медь-цирконий-иттриевых обогащенных фаз. Из-за относительно низкой температуры плавления этой эвтектики она выделяется в виде сравнительно крупных включений (~10 мкм), оказывающих лишь незначительное влияние на свойства материала. Более того, такие включения часто окружают Cr содержащие частицы, фактически исключая их участие в микроструктурных процессах. Учитывая относительно высокую стоимость иттрия, использование этого элемента для легирования сплавов Cu-Cr-Zr требует тщательного обоснования.

В то же время ОТП сплава Cu-Cr-Zr-Y продемонстрировала высокую эффективность. В частности, однократный проход инструмента при ОТП обеспечил формирование УМЗ структуры, фрагментацию и диспергирование крупных Y содержащих включений, а также выделение наноразмерных Cr обогащенных частиц. В результате было достигнуто более чем трехкратное увеличение прочностных характеристик при одновременном существенном улучшении электропроводности. Для обеспечения максимальной эффективности ОТП рекомендуется поддерживать температуру обработки максимально близкой к типичной температуре старения.

Авторы выражают благодарность за финансовую поддержку Российскому Научному Фонду в рамках Гранта № 24-29-00628 (https://rscf.ru/en/project/24-29-00628/) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. L. Lu, Y. Shen, X. Chen, L. Qian, K. Lu, Ultrahigh Strength and High Electrical Conductivity in Copper, Science (80-.). 304 (2004) 422–426. doi:10.1126/science.1092905.
2. W. Wang, J. Zhu, N. Qin, Y. Zhang, S. Li, Z. Xiao, Q. Lei, Z. Li, Effects of minor rare earths on the microstructure and properties of Cu-Cr-Zr alloy, J. Alloys Compd. 847 (2020). doi:10.1016/j.jallcom.2020.155762.
3. Y. Wang, J. Qu, X. Wang, J. Jie, T. Li, Effects of Y addition on the microstructure, properties and softening resistance of Cu-Cr alloy, J. Alloys Compd. 902 (2022). doi:10.1016/j.jallcom.2022.163816.

СЕКЦИЯ 8

Новые методы исследования структуры и свойств материалов (включая методы, основанные на синхротронном излучении)

УДК 54-19

***Наталья Сергеевна Александрова*[1,2*]**

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[2]Центр Коллективного пользования «Сибирский Кольцевой Источник Фотонов», р.п. Кольцово, Россия

[*]*aleksandrovanatalie99@gmail.com*

ИССЛЕДОВАНИЕ КУБИЧЕСКОГО ТРИАЛЮМИНИДА ТИТАНА В СОСТАВЕ ДИФФУЗИОННЫХ ПАР $TiAl_3$-Me (Me = Cr, Mn, Fe, Ni, Cu)

Данная работа посвящена изучению диффузионных пар $TiAl_3$-Me, где Me – стабилизирующий элемент кубической $L1_2$ структуры $TiAl_3$, такой как Cr, Mn, Fe, Ni, Cu. Подобные объекты исследования были выбраны с целью формирования в диффузионной зоне слоя кубического триалюминида титана и определения его элементного состава. Полученные экспериментальные данные хорошо согласуются с существующими тройными диаграммами систем Ti-Al-Me. Однако результаты эксперимента свидетельствуют о том, что однофазные $L1_2$ сплавы должны содержать несколько большее количество титана (~ 25-26 ат. %) по сравнению с литературными данными.

Ключевые слова: триалюминид титана, $L1_2$ структура, диффузионная пара, электроискровое спекание, элементный состав.

Natalia S. Aleksandrova

INVESTIGATION OF CUBIC TITANIUM TRIALUMINIDE IN THE COMPOSITION OF DIFFUSION COUPLES $TiAl_3$-Me (Me = Cr, Mn, Fe, Ni, Cu)

This work is devoted to the investigation of $TiAl_3$-Me diffusion couples, where Me is the stabilizing element of the cubic $L1_2$ structure of $TiAl_3$, such as Cr, Mn, Fe, Ni, Cu. These samples were chosen in order to form a layer of cubic titanium trialuminide in the diffusion zone and determine its elemental composition. The experimental data obtained are in good agreement with the existing ternary phase diagrams of Ti-Al-Me systems. However, experimental results indicate that single-phase $L1_2$ alloys should contain slightly more titanium (~ 25-26 at. %) compared to the literature data.

Key words: titanium trialuminide, $L1_2$ structure, diffusion couple, spark plasma sintering, elemental composition.

Несмотря на комплекс привлекательных свойств триалюминида титана, таких как низкая плотность, высокая удельная прочность и стойкость к окислению [1], его применение ограничено низкой

© Александрова Н. С.

трещиностойкостью при комнатной температуре (~ 2 МПа·м$^{1/2}$ [2]). Для решения этой проблемы было предложено легировать $TiAl_3$ переходными металлами (Me). Реализация данного подхода позволяет преобразовать хрупкую тетрагональную $D0_{22}$ структуру $TiAl_3$ в более пластичную кубическую [1], что в некоторых случаях ведет к улучшению трещиностойкости до ~ 11 МПа·м$^{1/2}$ [3]. Однако улучшение свойств от структурной трансформации часто нивелируется выделением хрупких вторичных интерметаллидных фаз [4]. Оптимизация составов сплавов в пределах области гомогенности $L1_2$ могла бы решить эту проблему, но данный подход затруднён из-за недостатка данных по тройным фазовым диаграммам состояния Ti-Al-Me [5]. В связи с этим для уточнения среднего элементного состава областей гомогенности $L1_2$ структуры были изготовлены диффузионные пары $TiAl_3$-Me, где Me = Cr, Mn, Fe, Ni, Cu.

Диффузионные пары $TiAl_3$-Me были получены методом электроискрового спекания при давлении 0,5 МПа. Продолжительность спекания составляла 18 мин при температуре 800 °C. Подобный режим позволил сформировать интерметаллидные соединения в диффузионных зонах, однако толщина слоев была слишком мала для точного определения элементного состава. Поэтому дополнительно была проведена термическая обработка при 800 °C продолжительностью 100 часов, что привело к росту интерметаллидных слоев.

Структурные исследования диффузионных пар после термической обработки выявили, что зоны диффузии состоят из различных интерметаллидных слоев. С помощью дифракции обратно рассеянных электронов и синхротронной рентгеновской дифракции было установлено, что слой на границе с $TiAl_3$ является кубическим $L1_2$ триалюминидом титана. Элементный анализ слоев с $L1_2$ структурой исследовался на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP, оснащенном энергодисперсионным спектрометром X-Act. В результате был получен усредненный элементный состав $L1_2$ структур, который представлен в таблице.

Таблица

Усредненный элементный состав $L1_2$ структуры (ат. %)

Элемент	Система				
	Ti-Al-Cr	Ti-Al-Mn	Ti-Al-Fe	Ti-Al-Ni	Ti-Al-Cu
Ti	25,5	25	26	25,5	25,5
Al	66	65,5	8	66,5	61
Me	8,5	9,5	66	8	13,5

Таким образом, исследование элементного состава слоев $L1_2$ в составе диффузионных пар позволило установить соотношение элементов, соответствующее однофазной $L1_2$ структуре. Полученные данные хорошо

согласуются с существующими тройными диаграммами систем Ti-Al-Me [6-10]. Однако экспериментальные данные свидетельствуют, что однофазные сплавы должны содержать большее количества титана (~ 25-26 ат. %) по сравнению с литературными данными.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов», НГТУ.

Эксперименты по синхротронной рентгеновской дифракции были проведены в НИЦ «Курчатовский институт».

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Sauthoff G. Intermetallics / G. Sauthoff. Weinheim: Wiley-VCH, 1995. 165 p.
2. Lazurenko D. V. In situ synchrotron X-ray diffraction study of reaction routes in Ti-Al_3Ti-based composites: The effect of transition metals on $L1_2$ structure stabilization / D. V. Lazurenko [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2021. V. 875. Art. 160004. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160004.
3. Kakitsuji A. Microstructure and Mechanical Properties of $L1_2$–$(Al, Cr)_3Ti/Ti_2AlC$ Composites Prepared by Combustion Synthesis / A. Kakitsuji [et al.] // Materials transactions. 2002. V. 43. № 3. P. 447−450. https://doi.org/10.2320/matertrans.43.447.
4. Nic J. P. Structure/property observations for Al–Ti–Cr alloys near the cubic $(Al,Cr)_3Ti$ phase / J. P. Nic, J. L. Klansky, D. E. Mikkola // Materials Science and Engineering. 1992. V. A152. P. 132–137. https://doi.org/10.1016/B978-1-85166-822-9.50025-X.
5. Kumar K. S. Ternary intermetallics in aluminiumrefractory metal-X systems (X = V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn) / K. S. Kumar // International Materials Reviews. 1990. V. 35. № 1. P. 293−328. https://doi.org/10.1179/095066090790324037.
6. Al-Cr-Ti Ternary Phase Diagram Evaluation. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_018237_02 (дата обращения 07.11.2025).
7. Al-Mn-Ti Ternary Phase Diagram Evaluation. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_015074_02 (дата обращения 07.11.2025).
8. Al-Fe-Ti Ternary Phase Diagram Evaluation. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_016711_03 (дата обращения 07.11.2025).

9. Al-Ni-Ti Ternary Phase Diagram Evaluation. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_013824_01 (дата обращения 07.11.2025).
10. Al-Cu-Ti Ternary Phase Diagram Evaluation. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_016867_02 (дата обращения 07.11.2025).

REFERENCES

1. Sauthoff G. Intermetallics / G. Sauthoff. Weinheim: Wiley-VCH, 1995. 165 p.
2. Lazurenko D. V. In situ synchrotron X-ray diffraction study of reaction routes in Ti-Al_3Ti-based composites: The effect of transition metals on $L1_2$ structure stabilization / D. V. Lazurenko [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. 2021. V. 875. Art. 160004. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160004.
3. Kakitsuji A. Microstructure and Mechanical Properties of $L1_2$–$(Al, Cr)_3Ti/Ti_2AlC$ Composites Prepared by Combustion Synthesis / A. Kakitsuji [et al.] // Materials transactions. 2002. V. 43. № 3. P. 447−450. https://doi.org/10.2320/matertrans.43.447.
4. Nic J. P. Structure/property observations for Al–Ti–Cr alloys near the cubic $(Al,Cr)_3Ti$ phase / J. P. Nic, J. L. Klansky, D. E. Mikkola // Materials Science and Engineering. 1992. V. A152. P. 132–137. https://doi.org/10.1016/B978-1-85166-822-9.50025-X.
5. Kumar K. S. Ternary intermetallics in aluminiumrefractory metal-X systems (X = V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zn) / K. S. Kumar // International Materials Reviews. 1990. V. 35. № 1. P. 293−328. https://doi.org/10.1179/095066090790324037.
6. Al-Cr-Ti Ternary Phase Diagram Evaluation. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_018237_02 (accessed 07.11.2025).
7. Al-Mn-Ti Ternary Phase Diagram Evaluation. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_015074_02 (accessed обращения 07.11.2025).
8. Al-Fe-Ti Ternary Phase Diagram Evaluation. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_016711_03 (accessed обращения 07.11.2025).
9. Al-Ni-Ti Ternary Phase Diagram Evaluation. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_013824_01 (accessed обращения 07.11.2025).
10. Al-Cu-Ti Ternary Phase Diagram Evaluation. https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_10_016867_02 (accessed обращения 07.11.2025).

УДК 669

Евгений Сергеевич Керсновский[1*], Иван Васильевич Польщин[1], Сергей Александрович Ивков[1], Александр Евгеньевич Никонов[2], Александр Викторович Ситников[2], Константин Александрович Барков[1]

[1]Воронежский государственный университет, г. Воронеж, Россия

[2]Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж, Россия

[*]*kersnovsky@phys.vsu.ru*

АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПЛЕНОК Cu_xSi_{1-X} МЕТОДОМ УЛЬТРАМЯГКОЙ РЕНТГЕНОВСКОЙ ЭМИССИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Система Cu-Si имеет широкий спектр технологических применений. В последнее время фаза Cu_3Si активно рассматривается как перспективный анодный материал для литий-ионных аккумуляторов. Однако, процессы фазообразования в тонких пленках Cu-Si изучены не до конца. Пленки Cu_xSi_{1-x} были сформированы методом ионно-лучевого распыления составной мишени. Элементный состав определялся методом энергодисперсионной спектроскопии. По данным рентгеновской дифракции во всех полученных пленках сформировалась кристаллическая фаза Cu_3Si. Методом ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии было также подтверждено присутствие фазы Cu_3Si, кроме того, во всех исследуемых пленках были обнаружены субоксиды кремния SiO_x. Увеличение содержания меди в свою очередь приводило к увеличению среднего значения «x» в SiO_x.

Ключевые слова: Нанокомпозитные пленки, Cu_3Si, рентгеновская дифракция, ультрамягкая рентгеновская эмиссионная спектроскопия, УМРЭС, валентная зона, субоксиды кремния, SiO_x,

Eugeny S. Kersnovsky, Ivan V. Polshin, Sergey A. Ivokov, Alexander E. Nokonov, Alexander V. Sitnikov, Konstantin A. Barkov

ANALYSIS OF THE PHASE COMPOSITION OF NANOCOMPOSITE CU_xSI_{1-x} FILMS BY ULTRASOFT X-RAY EMISSION SPECTROSCOPY

The Cu–Si system boasts a wide range of technological applications. Recently, the Cu_3Si phase has been actively investigated as a promising anode material for lithium-ion batteries. However, the phase formation processes in Cu–Si thin films are not yet fully understood. The Cu_xSi_{1-x} films were fabricated by ion-beam sputtering of a composite target. The elemental composition was determined by energy-dispersive spectroscopy (EDS). According to X-ray

© Керсновский Е. С., Польщин И. В., Ивков С. А., Никонов А. Е., Ситников А. В., Барков К. А.

diffraction (XRD) data, the crystalline Cu_3Si phase was formed in all the obtained films. The presence of the Cu_3Si phase was also confirmed by ultrasoft X-ray emission spectroscopy (USXES); moreover, silicon suboxides (SiO_x) were detected in all the studied films. An increase in the copper content, in turn, led to an increase in the average value of 'x' in SiO_x.

Key words: Nanocomposite Films, Cu_3Si, X-Ray Diffraction, Ultrasoft X-Ray Emission Spectroscopy, USXES, Valence Band, Silicon Suboxides, SiO_x.

Система Cu-Si имеет широкий спектр технологических применений. Она используется в механических устройствах [1] в технологии кремниевых бронз [2]. В последнее время фаза Cu_3Si представляет особый интерес в производстве новых типов литий-ионных аккумуляторов, поскольку кремний обладает большей теоретической ёмкостью, чем используемый на данный момент углерод [3]. Кроме того, в ряде работ сообщалось, что фаза Cu_3Si обладает интересными каталитическими свойствами с точки зрения окисления кремния, что приводит к росту толстых оксидных слоёв SiO_2 даже при комнатной температуре [4]. Однако, даже на данный момент процессы фазообразования в тонких пленках Cu-Si остаются не до конца ясны. Поэтому в рамках данной работы было проведено исследование фазового состава нанокомпозитных пленок Cu_xSi_{1-x} с использованием уникальной методики ультрамягкой рентгеновской эмиссионной спектроскопии (УМРЭС), позволяющей определять электронное строение валентной зоны исследуемых объектов, которое различно у каждого элемента и соединения [5].

В рамках данной работы пленки Cu_xSi_{1-x} были получены методом ионно-лучевого распыления составной мишени на подложках Si(100) КДБ-12. Толщина пленок составляла ~500-700 нм. Формирование пленок происходило в вакуумной камере (10^{-6} Торр), заполненной Ar (чистота 99,992%) до общего давления газа $8*10^{-4}$ Торр. Толщина пленок определялась по сколам образцов на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6380LV. Элементный состав определялся методом энергодисперсионной спектроскопии при энергии первичного пучка 20 кэВ с помощью приставки-микроанализатора INCA250. Рентгендифракционные исследования проводились на дифрактометре ДРОН-4-07 с медным источником излучения Cu $K\alpha_{1,2}$ (λ = 1,5406Å). Исследование валентной зоны проводилось по ультрамягким рентгеновским Si $L_{2,3}$-спектрам, полученным на рентгеновском спектрометре монохроматоре РСМ-500.

В настоящей работе для исследования были выбраны образцы с разным содержанием меди Cu_9Si_{91}, $Cu_{38}Si_{62}$, $Cu_{53}Si_{47}$. Толщина сформированных пленок по данным РЭМ составляла ~600 нм. По результатам рентгеновской дифракции во всех образцах формируется кристаллическая фаза Cu_3Si. При этом увеличение содержания меди

приводит к увеличению интенсивности рефлекса от данной фазы, что может свидетельствовать об увеличении ее количества. При этом на дифрактограммах отсутствуют рефлексы от чистого кремния и чистой меди, что может указывать на их аморфное состояние. Поэтому дальнейшие исследования проводились методом УМРЭС, чувствительным к аморфной фазе.

На рисунке представлены ультрамягкие эмиссионные Si $L_{2,3}$-спектры исследуемых образцов, полученные при глубине анализа 35 нм. Из рисунка видно, что в пленке Cu_9Si_{91} экспериментальный спектр по форме и положению широкого максимума в области 90-92 эВ похож на эталонные спектры субоксида кремния $SiO_{0,47}$ и аморфного кремния *a*-Si. В спектре пленки $Cu_{38}Si_{62}$ наблюдается перераспределение интенсивности плотности электронных состояний в валентной зоне. Формируется максимум при 89,5 эВ характерный силициду меди Cu_3Si, что свидетельствует о наличии данной фазы в пленке, кроме того высокая плотность состояний в области 92-96 эВ указывает на то что фазы аморфного кремния и субоксида $SiO_{0,47}$ также остаются в пленке. В образце наиболее богатом медью $Cu_{53}Si_{47}$ максимум интенсивности при 89,5 эВ становится более выраженным, при этом формируется второй максимум интенсивности с энергией 95 эВ, характерный оксиду кремния SiO_2.

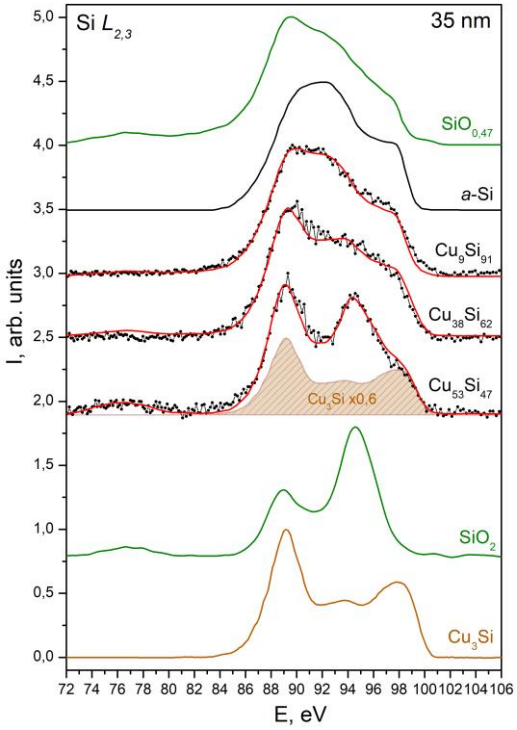


Рис. Рентгеновские эмиссионноые Si *L2,3*-спектры пленок CuxSi1-x, полученные при глубине анализа 35 нм, а также спектры эталонов различных соединений на основе кремния.

Таким образом по результатам исследований пленок Cu_xSi_{1-x} методом УМРЭС можно сделать вывод, что пленка с низким содержанием

меди Cu_9Si_{91} преимущественно состоит из фазы *a*-Si и нестехиометрического субоксида $SiO_{0,47}$. В пленке с большим содержанием меди $Cu_{38}Si_{62}$ формируется фаза Cu_3Si, часть кремния остается в аморфном состоянии и часть окисляется образуя субоксид $SiO_{0,47}$. Пленка наиболее богатая медью $Cu_{53}Si_{47}$ преимущественно состоит из фазы Cu_3Si и оксида кремния SiO_2. Следовательно можно сделать вывод, что увеличение содержания меди приводит к увеличению степени окисления кремния *«x»* в SiO_x.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10294, https://rscf.ru/project/23-79-10294/.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. K. C. Nnakwo, “Effect of tungsten content on the structure, physical and mechanical properties of silicon bronze (Cu-3 wt%Si),” *J. King Saud Univ. - Sci.*, vol. 31, no. 4, pp. 844–848, 2019, doi: 10.1016/j.jksus.2017.12.002.
2. Y. Miyajima, H. Abe, T. Fujii, S. Onaka, and M. Kato, “Effects of Si on mechanical properties and microstructure evolution in ultrafine-grained Cu-Si alloys processed by accumulative roll bonding,” *Acta Mater.*, vol. 61, no. 5, pp. 1537–1544, 2013, doi: 10.1016/j.actamat.2012.11.031.
3. Y. Zhang, C. Zhu, and Z. Ma, “Si@Cu3Si nano-composite prepared by facile method as high-performance anode for lithium-ion batteries,” *J. Alloys Compd.*, vol. 851, p. 156854, 2021, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.156854.
4. L. Stolt, A. Charai, F. M. D’Heurle, P. M. Fryer, and J. M. E. Harper, “Formation of Cu3Si and its catalytic effect on silicon oxidation at room temperature,” *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.*, vol. 9, no. 3, pp. 1501–1505, 1991, doi: 10.1116/1.577653.
5. V. A. Terekhov, V. M. Kashkarov, Manukovskii, A. V. Schukarev, and E. P. Domashevskaya, “Determination of the phase composition of surface layers of porous silicon by ultrasoft X-ray spectroscopy and X-ray photoelectron spectroscopy techniques,” *J. Electron Spectros. Relat. Phenomena*, vol. 114–116, pp. 895–900, 2001, doi: 10.1016/S0368-2048(00)00393-5.

REFERENCES

1. K. C. Nnakwo, “Effect of tungsten content on the structure, physical and mechanical properties of silicon bronze (Cu-3 wt%Si),” *J. King Saud Univ. - Sci.*, vol. 31, no. 4, pp. 844–848, 2019, doi: 10.1016/j.jksus.2017.12.002.
2. Y. Miyajima, H. Abe, T. Fujii, S. Onaka, and M. Kato, “Effects of Si on mechanical properties and microstructure evolution in ultrafine-grained Cu-Si alloys processed by accumulative roll bonding,” *Acta Mater.*, vol. 61, no. 5, pp. 1537–1544, 2013, doi: 10.1016/j.actamat.2012.11.031.
3. Y. Zhang, C. Zhu, and Z. Ma, “Si@Cu3Si nano-composite prepared by facile method as high-performance anode for lithium-ion batteries,” *J. Alloys*

Compd., vol. 851, p. 156854, 2021, doi: 10.1016/j.jallcom.2020.156854.
4. L. Stolt, A. Charai, F. M. D'Heurle, P. M. Fryer, and J. M. E. Harper, "Formation of Cu3Si and its catalytic effect on silicon oxidation at room temperature," *J. Vac. Sci. Technol. A Vacuum, Surfaces, Film.*, vol. 9, no. 3, pp. 1501–1505, 1991, doi: 10.1116/1.577653.
5. V. A. Terekhov, V. M. Kashkarov, Manukovskii, A. V. Schukarev, and E. P. Domashevskaya, "Determination of the phase composition of surface layers of porous silicon by ultrasoft X-ray spectroscopy and X-ray photoelectron spectroscopy techniques," *J. Electron Spectros. Relat. Phenomena*, vol. 114–116, pp. 895–900, 2001, doi: 10.1016/S0368-2048(00)00393-5.

УДК 625.143

Егор Владимирович Полевой [1*]
[1]АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно - Сибирский металлургический комбинат», Россия, г. Новокузнецк, ш. Космическое,16
**e-mail: Egor.Polevoj@evraz.com*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ПАРАМЕТРОВ ПРОИЗВОДСТВА НА СТРУКТУРУ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДОВ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ

В работе представлены результаты исследования микроструктуры рельсов из сталей перлитного класса эвтектоидного и заэвтектоидного состава до и после правки на роликоправильном комплексе. Методами рентгеновской дифракции оценено влияние химического состава и деформации при правке рельсов в холодном состоянии на значения параметров элементарной ячейки кристаллической решетки, локальных микродеформаций (остаточных напряжений), областей когерентного рассеяния.

Ключевые слова: микроструктура, кристаллическая решетка, рентгеновская дифракция, остаточные напряжения, перлит, цементит, рельсовая сталь, химический состав.

Egor V. Polevoj

STUDY OF THE INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION AND PRODUCTION PARAMETERS ON THE STRUCTURE OF RAIL STEEL USING X-RAY DIFFRACTION METHODS

This paper presents the results of a study of the microstructure of pearlitic steel rails with eutectoid and hypereutectoid compositions before and after straightening on a roller straightening machine. X-ray diffraction methods were used to evaluate the influence of chemical composition and cold-straightening deformation on the unit cell parameters of the crystal lattice, local microstrains (residual stresses), and coherent scattering regions.

Key words: microstructure, crystal lattice, X-ray diffraction, residual stresses, pearlite, cementite, rail steel, chemical composition.

6. Рельсовая продукция отличается большим разнообразием условий эксплуатации и должна иметь высокие показатели износостойкости, конструктивной прочности, стойкости к хрупким разрушениям в широком интервале температур и образованию контактно-усталостных дефектов. Перечисленные потребительские свойства определяются

© Полевой Е. В.

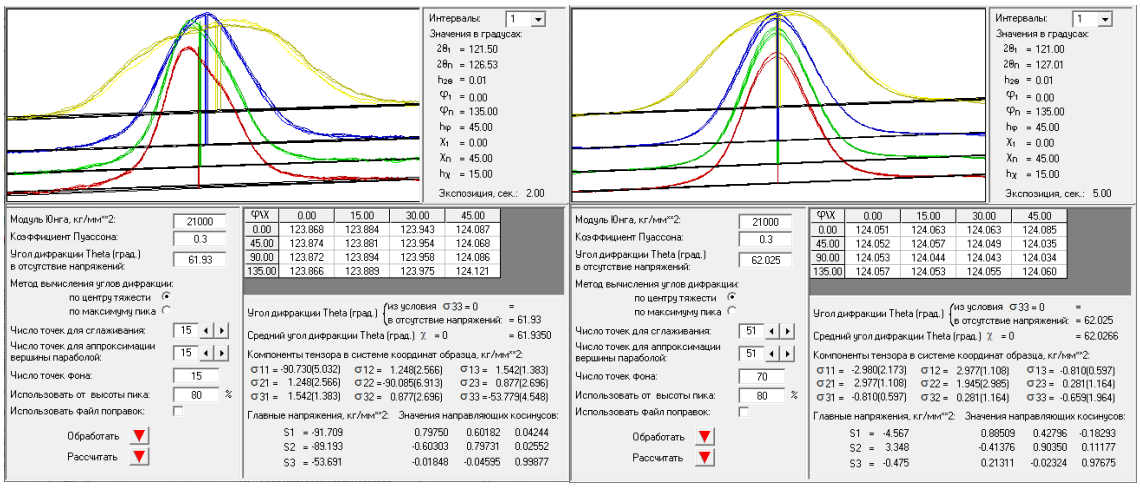
химическим составом стали и микроструктурой, сформированной в процессе производства рельсов.

7. Традиционно [1,2], рельсы изготавливают из углеродистых сталей перлитного класса, легированных марганцем, кремнием, в зависимости от принятой технологии производства – ванадием, хромом, никелем и пр. Для оценки микроструктуры в заводских условиях проводится контроль поперечных шлифов с применением оптической микроскопии, который позволяет вывить наличие участков мартенсита и бейнита, недопустимых для рельсов из перлитных сталей, оценить глубину обезуглероженной зоны с поверхности, провести количественную оценку основных структурных составляющих стали - перлита и феррита. Для получения детальной количественной оценки влияния технологических изменений производства на микроструктуру рельсов необходимо применять более информативные методы структурных исследований.
8. В настоящей работе проведено исследование рельсовых сталей марок 76ХФ и 90ХАФ эвтектоидного (~ 0,75-0,80 % углерода) и заэвтектоидного (0,87-0,95 % углерода) состава [3] методами рентгеновской дифракции. Образцы для исследования отбирали из верхней части головки рельсов типа Р65 дифференцированно термоупрочненных воздухом непосредственно с остаточного тепла предпрокатного нагрева. Исследовали металл в состояниях до и после правки на роликоправильном комплексе.
9. При изучении образцов на рентгеновском дифрактометре ДРОН 8Н определяли фазовый состав металла, области когерентного рассеяния, микродеформации, параметры элементарной ячейки.
10. Образец устанавливали на столик приставки полированной стороной вверх и выводили его поверхность на ось гониометра при помощи системы автоматической юстировки плоскости образца с точностью не хуже 5 мкм. Площадь освещаемой пучком области на образце составляла около 1 $см^2$ при фазовом анализе и около 0,03 $см^2$ при анализе напряжений. Измерения проводили в высоковольтном режиме работы трубки – 40 кВ, 20 мА, методы сканирования Θ-Θ, 2Θ-Ω-φ, режим сканирования – дискретный, в диапазонах:
11. - 2Θ = 40-130° - для анализа фазового состава, метрики решетки и кристалличности;
12. - 2Θ = 121,5-126,5°, Ω = 0-45, ϕ = 0-135 - для анализа остаточных напряжений.
13. Шаг сканирования по углу 2θ = 0,2°, экспозиция 2 сек в точке.
14. Анализ фазового состава и структурных особенностей проводили в программном комплексе «Кристаллография и дифракционный анализ», а также в программах “MacroStress”, “Size&Strain” и “Param”.

15. Для анализа использовали эталонные структурные и дифракционные данные для феррита, аустенита и цементита из лицензионной базы порошковых данных PDF-2 (ICDD, выпуск 2018 года) и открытой базы Crystallography Open Database [4].
16. По результатам анализа фазового состава методом Ритвельда установлено, что основной кристаллической фазой во всех образцах является α-железо с ОЦК решеткой, в качестве второго компонента - цементит - Fe_3C. Соотношение фаз изменяется прямо пропорционально изменению содержания углерода в образцах: по мере увеличения углерода, в стали возрастает доля цементита. Так для рельсов доэвтектоидного состава в среднем доля цементита составляет порядка 8-9,5% (остальное α-железо), а для заэвтектоидного металла достигает 12-14 % (остальное α-железо). Для сравнения также проанализировали металл рельсов из сталей бейнитного класса марок 30ХГ2САФН и 30ХГ2САФМ. В этих сталях было идентифицировано две фазы α- и γ – железо (аустенит остаточный). В стали, содержащей молибден, соотношение α/γ железа составило 80,5/19,5 %, в стали, легированной никелем – 88/12 %.
17. Параметры элементарной ячейки α-железа между образцами меняются незначительно: от 0,28667 нм (в рельсах с содержанием углерода 0,75 %) до 0,28698 нм (в рельсах с содержанием 0,95 % углерода).

При анализе остаточных напряжений по 16 измерениям рефлекса 220 (2Θ ~ 1240) для образцов, отобранных от рельсов после правки на роликоправильном комплексе, отмечены существенные сжимающие напряжения в объеме образца: одноосные в плоскости (-90 кг/мм^2) и в 2 раза меньшие перпендикулярно плоскости (-50 кг/мм^2) (пример на рис.1 а), в то время как в образцах рельсов без правки в РПК напряжения отсутствуют (рис.1 б).

18.



а) б)

Рис. 1. Расчет микронапряжений рельсового металла стали марки 76ХФ
а) подвергнутых правке на РПК; б) без правки

19. Для оценки влияния температуры конца прокатки рельсов на уровень микродеформаций, были отобраны пробы от двух рельсов одной плавки стали марки 76ХФ, изготовленных по одним и тем же технологическим режимам, за исключением температуры финишной прокатки в чистовой клети, которая для одного из рельсов была снижена на 50 ^{0}С до температуры 880 ^{0}С. Уровень микродеформаций решетки <ε> в металле рельса со сниженной температурой конца прокатки составил $1{,}3\times10^{-6}$ кг/мм^2, в то время как в металле рельса, прокатанного без снижения температуры, уровень микродеформаций имел низкие значения до $3{,}0\times10^{-9}$ кг/мм^2.
20. Совокупность высокого уровня остаточных напряжений и микродеформаций может привести к существенному снижению уровня статической трещиностойкости. Так, исследование образцов рельсов стали марки 76ХФ показало существенное преимущество (на 25,7 %) по уровню статической трещиностойкости образца с более низкими микродеформациями решетки <ε> $8{,}4\times10^{-9}$ кг/мм^2, относительно образца, у которого микродеформации решетки составили $2{,}9\times10^{-7}$ кг/мм^2.
21. Анализ параметров микроструктуры, определяемых методами рентгеновской дифракции, не выявил их влияния на износостойкость металла при реализации схемы трения-качения с проскальзыванием за исключением положительного влияния доли цементита, увеличивающейся с повышением содержания углерода, что влечет увеличение износостойкости.
22. Измерение областей когерентного рассеивания показало, что для металла рельсов стали марки 76ХФ, прокатанных при одинаковых температурных режимах и термоупрочненных непосредственно после прокатки, значения находятся на одном уровне ~ 660-680 ангстрем. Однако увеличение на 140-160 с временного интервала между окончанием прокатки и началом термообработки, приводит к увеличению областей когерентного рассеивания до ~ 820 ангстрем, что, по-видимому, является следствием пост- деформационных процессов рекристаллизации зерна в стали.

Полученные результаты носят предварительный характер, который тем не менее хорошо коррелирует с общепринятыми теоретическими воззрениями относительно тонкой структуры металла. Внедрение и развитие исследования структуры металла с применением рентгеновской дифракции, в совокупности с исследованиями структуры на сканирующем электронном микроскопе позволят более полно изучить влияние технологии производства на формирование структуры с одной стороны, и влияние на потребительские свойства железнодорожных рельсов - с другой. Понимание процессов формирования структуры позволит

оптимизировать технологические параметры производства для получения продукции с наиболее высокими потребительскими свойствами.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

23. Павлов, В. В. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов. / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева, А. Ю. Сюсюкин – М.: Теплотехник, 2007. – 280 с.
24. Поляков, В. В. Основы технологии производства железнодорожных рельсов / В. В. Поляков, А. В. Великанов – М.: Металлургия, 1990. – 416 с.
25. ГОСТ Р 51685-2022. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия.
26. http://www.crystallography.net/cod

УДК 539.621

Владимир Дмитриевич Сарычев[1]*, Виктор Евгеньевич Громов[1], Виктор Михайлович Котов[1], Дмитрий Владимирович Сарычев[1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, 654007, г. Новокузнецк, Россия

**Email: sarychev_vd@mail.ru*

МЕХАНИЗМ И МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ

Рассмотрены механизмы формирования структур при трении. Проеден анализ дисперсионного уравнения неустойчивости Кельвина–Гельмгольца с учетом вязкости. Показано, что вязко обусловленный максимум находится в микро- и нано-масштабах и может быть реализован при низких скоростях скольжения. Для экспериментальной проверки полученных результатов полезно использовать методику синхротронного излучения для определения структуры в тонких поверхностных слоях металлических заготовок в условиях трения.

Ключевые слова: неустойчивость Кельвина–Гельмгольца, вязко обусловленный максимум, микро- и нано-масштаб, синхротронное излучение.

Vladimir D. Sarychev, Viktor E. Gromov, Viktor M. Kotov, Dmitry V. Sarychev

MECHANISM AND MATHEMATICAL MODEL OF FORMATION OF NANOSTRUCTURES UNDER DRY FRICTION

The mechanisms of structure formation during friction are considered. The Kelvin–Helmholtz instability dispersion equation is analyzed taking into account viscosity. It is shown that the visco-conditioned maximum is at the micro- and nano-scales and can be realized at low sliding speeds. For experimental verification of the obtained results, it is useful to use the synchrotron radiation technique to determine the structure in thin surface layers of metal work pieces under friction conditions.

Keywords: Kelvin–Helmholtz instability, visco-conditioned maximum, micro- and nano-scale, synchrotron radiation.

Электронно-микроскопические исследования рельсов показали, что при сравнительно небольшом пропущенном тоннаже в поверхностных слоях наблюдается сильное изменение структуры и отмечается аномально высокое значение микротвердости, явление распада цементита и формирование наноразмерных частиц. В работе [1] указывается подобие

© Сарычев В.Д., Громов В.Е., Котов В.М., Сарычев Д. В.

структур в рельсах и структур, полученных при деформировании кручением под высоким давлением (НРТ) и интенсивным скольжением и качением. В работе [2] предложен механизм деформирования наноструктурных слоев при НРТ, основанный на вращении наночастиц друг относительно друга. При изучении структур при трении формируется слой материала с наноразмерной субзеренной структурой. Как показывают результаты работы [3, 4], поликристаллы, деформирующиеся по этому механизму, ведут себя так, как если бы они обладали ньютоновской вязкостью. С точки зрения гидродинамики на поверхностях с тангенциальным разрывом скорости имеет место абсолютная неустойчивость Кельвина–Гельмгольца (НКГ) – абсолютная неустойчивость специального типа поверхностей раздела, отделяющих друг от друга области течения, заполненные одной и той же или разными жидкостями, движущимися с разной скоростью [3]. Приведенные рассуждения томских физиков об использовании НКГ для объяснения вихревых структур при трении основаны на оценочных расчетах. Существует другая точка зрения: при НРТ биметаллических слоёв обнаружено формирование вихрей, подобных неустойчивости Кельвина–Гельмгольца в жидкостях [5]. Авторы этой работы утверждают, что сходство только кажущееся, и физические причины нестабильностей принципиально отличаются от таковых в жидкостях. Выяснение справедливости двух разных точек зрения на природу формирования вихрей при трении имеет фундаментальное значение в определении механизма формирования наноразмерных структурно-фазовых состояний. С позиции экспериментальных исследований полезно было бы использовать методику синхротронного излучения, позволяющую оценивать изменения структуры в тонких поверхностных слоях металлических заготовок в условиях трения [6].

С теоретической позиции необходимо подробно изучить условия возникновения вязко обусловленного максимума. При численном анализе дисперсионного уравнения вязкой неустойчивости Кельвина–Гельмгольца (НКГ) в зависимости скорости роста (инкремента) от длины волны было открыто два максимума в работе [7] и независимо от них [8]. Один из них реализуется в вязко обусловленном режиме, а другой – гидродинамическом и слабо зависит от вязкости, а при нулевой вязкости превращается в классический вариант НКГ.

Будем рассматривать неустойчивость границы раздела между двумя слоями несжимаемой жидкостей. Так называемая неустойчивость Кельвина – Гельмгольца (НКГ). Первый слой представляет собой вязкую жидкость бесконечной толщины, плотности ρ_1 и кинематической вязкости ν, а второй – это слой идеальной жидкости плотности ρ_2, и движется со скоростью U относительно первого слоя. На границе раздела действуют силы поверхностного натяжения с коэффициентом поверхностного

натяжения σ. Возмущения пропорциональны $\exp(\omega t + ikx)$ Используем стандартную процедуру вывода дисперсионного уравнения и получим уравнение Тейлора для НКГ вязкого слоя [9]

$$(\omega + 2\nu k^2)^2 + (\omega + iUk)^2\delta + \omega_c^2 - 4\nu^2 k^3\sqrt{k^2 + \omega/\nu} = 0,$$
$$\delta = \rho_2/\rho_1,\ \omega_c^2 = \sigma k^3/\rho_1,\ \mathrm{Re}\sqrt{k^2 + \omega/\nu} \geq 0. \qquad (1)$$

Если при δ=0 это уравнение сведено к алгебраическому уравнению четвертого с бифуркационным параметром и полностью изучено (волны на поверхности вязкой жидкости), то для уравнения (1) при δ≠0 (НКГ плоских полубесконечнных слоев) только возможны различные приближения.

1) Приближение коротких волн (k>>1), когда выполняется соотношение

$$\sqrt{1 + \frac{\omega}{\nu k^2}} \approx 1 + \frac{\omega}{2\nu k^2} \qquad (2)$$

Введем величины

$$x = k/k_0, \alpha_0 = \frac{U^3(\rho_1\rho_2)^{3/2}}{(\rho_1 + \rho_2)^2\sigma_0},\ k_0 = \frac{U^2\rho_1\rho_2}{(\rho_1 + \rho_2)\sigma_0} \qquad (3)$$

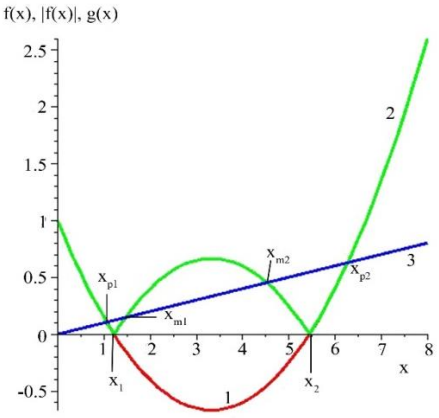
С использованием введенных величин (3) скорость роста с учетом вязкости можно записать в виде [10]

$$\overline{\alpha} = x\sqrt{\frac{f(x) + \sqrt{f(x)^2 + g(x)^2}}{2}} - \sqrt{\varepsilon}x^2. \qquad (4)$$

Где

$$f(x) = \varepsilon x^2 - x + 1,\ g(x) = mx;\ \varepsilon = \left(\frac{\nu\rho_1 U}{\sigma_0}\right)^2 \frac{\rho_1\rho_2}{(\rho_1 + \rho_2)^2},\ m = 2\sqrt{\varepsilon\mu} \qquad (5)$$

Полученная зависимость (4) позволяет исследовать её поведение, основанное на графоаналитическом анализе расположений линий f(x) и g(x) рис 1. и построить карту режимов в плоскости параметров ε и m (рис.2).



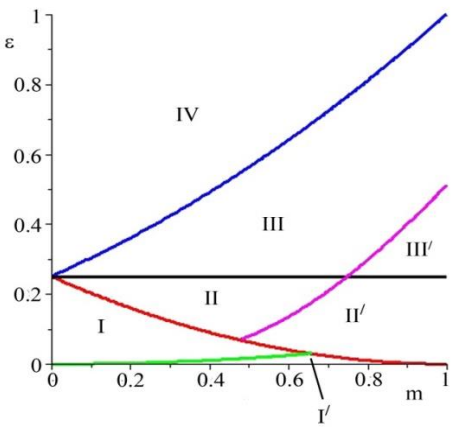


Рис. 1 Графоаналитический метод анализа уравнения (4)

Рис. 2 Карта режимов в плоскости параметров

2) Второе приближение связано с разложением по вязкости дисперсионного уравнения Тейлора и приводит к менее сложным расчетам.

$$(1+\delta)\omega^2 + 2\omega(2\nu k^2 + i\delta kU) + \omega_c^2 - \delta(kU)^2 = 0. \qquad (6)$$

Подставим $\omega = \alpha + i\Omega$ в (2) и выделим действительную и мнимую части, полученную систему сведем к одному алгебраическому уравнению для скорости роста α, которое представляется в виде произведения двух трехчленов. Первый сомножитель дает гидродинамическую ветвь:

$$\alpha_H = -2\nu k^2 + \sqrt{4\nu^2 k^4 + \delta(kU)^2 - \omega_c^2} \qquad (7)$$

Уравнение (7) совпадает с уравнением (33) из статьи [11]. Из второго трёхчлена (5) следует вязко обусловленная ветвь

$$\alpha_V = 2\nu k^2\left(-1 + \sqrt{\frac{\gamma}{a_1 - a_2}}\right) \qquad (8)$$

Для гидродинамического режима длина волны на его максимуме зависит от скорости скольжения обратно пропорционально, как для идеальных жидкостей. Если требуется получить наноразмерные структуры при НКГ, то для достижения гидродинамического максимума требуются скорости скольжения порядка км/с. Как нами показано, для попадания в нано масштабный диапазон в вязко обусловленном режиме достаточно порядка м/с.

3) Третье приближение осуществляется с помощью введения в плоскости комплексной частоты полярных координат R,φ, через которые записывается система действительных и комплексных частей дисперсионного уравнения. Показано совпадение линии максимумов Тейлора с нашим решением в полярных координатах и выяснилось, что анализ Тейлора при малых значениях полярного угла относится к гидродинамическому максимуму. Для анализа вязко обусловленного максимума рассматривается приближение малых значений R.

Теоретическое исследования параметрической зависимости вязко обусловленного максимума открывает подход к новым перспективным технологиям создания микро- и наноструктур от микрофлюидики, фармакологии и аддитивных технологий до раскрытия механизмов создания микро- и наноструктур при трении. Полученные теоретические результаты требуют экспериментальное подтверждение на основе синхротронного излучения.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Lojkowski W., M Djahanbakhsh D., Bürkle G., Gierlotka S., Zielinski W., Fecht H.-J. Nanostructure formation on the surface of railway tracks // Materials Science and Engineering: A. – 2001. – V.303, No.1–2. – Pp. 197–208.
2. Ivanisenko Y., Lojkowski W., Valiev R., Fecht H.-J. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion // Acta Mater. – 2003. – V.51 (18). – Pp. 5555–5570.
3. Рубцов В.Е., Тарасов С.Ю., Колубаев А.В. Неоднородность деформации и сдвиговая неустойчивость материала при трении // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2011. – № 11/3. – С. 215–220.
4. Колубаев А.В., Колубаев Е.А., Дмитриев А.И., Тарасов С.Ю., Чумаевский А.В. Фундаментальные и прикладные аспекты материаловедения в трибологии // Физическая мезомеханика. – 2024. – Т. 27, № 6. – С. 5–32.
5. Kulagin R., Beygelzimer Y., Ivanisenko Yu., Mazilkin A., Straumal B., Hahn H. Instabilities of interfaces between dissimilar metals induced by high pressure torsion // Materials Letters. – 2018. – V. 222. – Pp. 172–175.
6. Emurlaev K., Bataev I., Ivanov I., Lazurenko D., Burov V., Ruktuev A., Ivanov D., Rosenthal M., Burghammer M., Georgarakis K., Jorge Junior A. M. Friction-induced phase transformations and evolution of microstructure of austenitic stainless steel observed by operando synchrotron X-ray diffraction // Acta Materialia. – 2022. – V. 234. – P. 118033.
7. Li X., Tankin R.S. On the temporal instability of a two-dimensional viscous liquid sheet // J. Fluid Mech. – 1991. – V. 226. – Pp. 425–443.
8. Грановский А.Ю., Сарычев В.Д., Громов В.Е. Модель формирования внутренних нанослоев при сдвиговых течениях материалов // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83, № 10. – С. 155–158.

УДК 621.891:539.26

***Эмурлаев Кемал Исметович*[1,2]**
[1] Новосибирский государственный технический университет г. Новосибирск, Россия
[2] ЦКП «СКИФ», Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, пгт Кольцово, Россия
emurlaev@corp.nstu.ru

ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ИЗНОСА: КОМПЛЕКСНЫЙ АНАЛИЗ ТРЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Фундаментальное понимание процессов трения и износа остается ограниченным из-за их комплексного и динамичного характера. Традиционные методы анализа не позволяют исследовать кинетику ключевых процессов в реальном времени, что препятствует созданию прогностических моделей и разработке новых материалов. В работе рассмотрен подход с использованием методов синхротронного излучения для *in situ* и *operando* исследований трибологических процессов. Комбинация рентгеновской дифракции, микротомографии и абсорбционной спектроскопии позволяет в реальном времени количественно характеризовать структурные и химические преобразования в приповерхностных слоях материалов в условиях фрикционного нагружения.

Ключевые слова: трение, износ, синхротронное излучение, *in situ, operando*.

Kemal I. Emurlaev

TOWARDS A BETTER UNDERSTANDING OF WEAR MECHANISMS: SIMULTANEOUS ANALYSIS OF MATERIALS UNDER FRICTION USING SYNCHROTRON RADIATION

Fundamental understanding of friction and wear processes remains limited due to their complex and dynamic nature. Conventional analysis methods are unable to investigate the kinetics of key processes in real time, which hinders the development of predictive models and new materials. This paper explores an approach using synchrotron radiation methods for *in situ* and *operando* studies of tribological processes. The combination of X-ray diffraction, microtomography and absorption spectroscopy enables real time quantitative characterization of structural and chemical transformations in near-surface material layers under frictional loading.

Key words: friction, wear, synchrotron radiation, *in situ*, *operando*.

© Эмурлаев К.И.

Несмотря на многовековую историю изучения трения и износа, фундаментальное понимание этих процессов на микро- и мезомасштабном уровнях остается неполным. Основная проблема заключается в их комплексном, многофакторном и динамическом характере: трение и износ – это не свойства материала, а реакция всей трибологической системы, включающей пару трения, окружающую среду, нагрузку, скорость, температуру и пр. Традиционные методы анализа (например, анализ морфологии изношенных поверхностей методом растровой электронной микроскопии) предоставляют информацию лишь о статическом состоянии поверхности до и после испытания. Они не могут раскрыть кинетику ключевых процессов, происходящих в реальном времени: зарождение и распространение субповерхностных трещин, динамику перераспределения остаточных напряжений, фазовые превращения в условиях высоких давлений и температур локальных контактов, а также механизмы формирования и деградации защитных трибопленок.

Особую сложность представляет собой изучение синергетических эффектов, таких как трибокоррозия, где механическое удаление материала и химическое воздействие среды усиливают друг друга. Невозможность напрямую наблюдать за этими процессами в режиме реального времени является главным препятствием для создания моделей прогнозирования износа и разработки новых материалов с принципиально повышенной износостойкостью. Существующие модели часто носят эмпирический характер и плохо экстраполируются на новые условия эксплуатации [1]. Таким образом, центральная проблема современной трибологии – это «чёрный ящик» динамических процессов, происходящих в контактной зоне и под ней в ходе нагружения.

Для преодоления указанных фундаментальных ограничений необходимо провести комплексное экспериментальное исследование, которое позволит в режиме реального времени (*in situ* и *operando*) наблюдать и количественно характеризовать структурные и химические преобразования в приповерхностных слоях материала в процессе трения [2]. Исследования фрикционного нагружения материалов должны включать, но не ограничиваются следующими конкретными задачами:

1. Определение динамики структурных изменений: количественно оценить в реальном времени эволюцию остаточных макро- и микродеформаций, текстуры, плотности дислокаций и размера областей когерентного рассеяния в деформированном слое в зависимости от приложенной нагрузки и числа циклов нагружения [3].

2. Анализ фазовых преобразований: зафиксировать и идентифицировать фазовые превращения, индуцированные трением (например, мартенситные превращения в сталях, образование вторичных фаз в сплавах), и определить кинетику их протекания [4].

3. Зафиксировать момент зарождения повреждений и оценить их рост: визуализировать процессы зарождения и распространения поверхностных дефектов, таких как поры и микротрещины, в объеме материала под действием циклических нагрузок [5].

4. Оценить химическую стабильность и взаимодействие трибопленок: исследовать кинетику формирования и химическую эволюцию защитных трибопленок, образующихся из присадок в смазочных материалах, определив локальный химический состав и состояние элементов [6].

На сегодняшний день реализация поставленных задач возможна с применением методов синхротронного излучения (СИ), обладающего уникальной комбинацией высокой яркости, когерентности, проникающей способности и возможности точной настройки энергии. Эксперимент может проводиться на специализированной линии синхротронного комплекса, оснащенной трибологической ячейкой для *in situ* или *operando* наблюдений. Комплекс исследований может включать, но не ограничивается следующими методиками:

1. *In situ* или *operando* рентгеновская дифракция: метод является ключевым для решения задач №1 и №2 путем анализа положения и формы дифракционных профилей. Монохроматический пучок СИ, сфокусированный на контактную зону, позволит регистрировать дифракционные картины непосредственно в процессе трения, а высокая интенсивность СИ – проводить измерения с временным разрешением в доли секунды [3, 4].

2. Решение задачи №3 может быть обеспечено с использованием *in situ* рентгеновской микротомографии. В ходе исследования нагружаемый образец сканируется в процессе периодического нагружения. Высокое пространственное разрешение (до сотен нанометров) и контраст, обеспечиваемые СИ, позволяют неразрушающим образом получать 3D-модели внутренней строения материала и отслеживать кинетику роста отдельных трещин и пор в объеме, что абсолютно недостижимо для любых других методов [5].

3. *Operando* рентгеновская абсорбционная спектроскопия является способом решения задачи №4. Настраивая энергию пучка СИ на краю поглощения интересующего элемента (*K*-край), можно получать спектры, чувствительные к его химическому состоянию (валентности и типу химической связи). Проводя такие измерения непрерывно в процессе трения в смазочной среде, можно в реальном времени наблюдать за химическими преобразованиями трибопленок [6].

Комбинация этих методов в одном эксперименте позволяет получить согласованные данные: одновременно видеть, как структурные изменения (деформация, трещины) связаны с химическими процессами на поверхности и фазовыми превращениями. Это обеспечивает целостную

картину механизмов износа, открывая путь к целенаправленному конструированию материалов и трибологических пар с прогнозируемым ресурсом.

Проведенный анализ демонстрирует, что традиционные методы изучения трения и износа, основанные на разрушающем контроле образцов, достигли своего концептуального предела. Они не позволяют раскрыть фундаментальные механизмы динамических процессов, протекающих в контактной зоне в реальном времени. Преодоление этого барьера требует принципиально нового экспериментального подхода, основанного на использовании возможностей синхротронного излучения.

Переход к современным методам, объединяющим *in situ* и *operando* наблюдение процессов трения с использованием СИ представляет собой мощный инструмент для понимания сложного взаимодействия контактной пары. Предполагается, что такой подход позволит установить прямые причинно-следственные связи между параметрами нагружения и структурно-фазовых изменений материала и трибопленок на различных масштабных уровнях. Возможность одновременно количественно отслеживать эволюцию остаточных напряжений, плотности дислокаций, фазового состава, роста внутренних дефектов и химической трансформации поверхностных слоев позволит расширить представления о процессах трения и изнашивания в целом.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Blau P. J. On the nature of running-in / P. J. Blau // Tribology International. – 2005. – Vol. 38, iss. (11-12). – P. 1007-1012.
2. Baumann C. O. and Grosso R. L. Operando tribology: A review of current status and challenges // Tribology Letters. – 2021. – Vol. 69, iss. 4. – P. 1-19.
3. Marx N. and Guegan J. In-situ X-ray diffraction study of the white etching layer formation under twin-disc testing // Wear. – 2019. – Vol. 424-425. – P. 25-33.
4. Llanos G. H. and Van der Biest O. Real-time phase transformation in steels under sliding conditions // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 651. – P. 1-9.
5. Gosh R. and Hattori K. In-situ X-ray computed tomography of crack propagation in thermal spray coatings under rolling contact fatigue // Surface and Coatings Technology. – 2020. – Vol. 393. – P. 125855.
6. Morina A. ZDDP tribofilm formation kinetics using X-ray absorption spectroscopy (XAS) // A. Morina, A. Neville, M. Priest // Tribology Series. 2006. – Vol. 48. – P. 657-667.

СЕКЦИЯ 9

Вычислительное материаловедение

УДК 621.9.048.7

***Дарья Викторовна Лазуренко*[1,2*], *Глеб Денисович Довженко* [1,2], *Наталья Сергеевна Александрова*[1,2], *Евгений Владимирович Домаров*[3]**

[1] Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[2] Центр Коллективного пользования «Сибирский Кольцевой Источник Фотонов», Институт катализа имени Г. К. Борескова СО РАН, р.п. Кольцово, Россия

[3] Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, г. Новосибирск, Россия

[*] *pavlyukova_87@mail.ru*

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ИНТЕРПРЕТАЦИИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

В работе рассмотрены покрытия на основе алюминидов титана, сформованные методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки. Структурообразование при использовании данного метода может быть довольно сложным. Зачастую в покрытиях наблюдается неоднородность по химическому составу и происходит формирование метастабильных фаз. Для анализа состава локальных зон покрытий и оценки влияния структурно-фазовой неоднородности на свойства наплавленных слоев могут использоваться методы компьютерного моделирования. Показано, что расчет фазовых диаграмм и моделирование в рамках теории функционала плотности являются эффективными инструментами для подтверждения и объяснения экспериментальных результатов и прогнозирования свойств исследуемых материалов.

Ключевые слова: вневакуумная электронно-лучевая наплавка, энергодисперсионная дифракция, рентгеновское синхротронное излучение, алюминиды титана, покрытия, теория функционала плотности, CALPHAD, износостойкость, жаростойкость.

Daria V. Lazurenko, Gleb D. Dovzhenko, Natalia S. Aleksandrova, Evgeny V. Domarov

APPLICATION OF COMPUTER SIMULATION TO EXLPAIN THE EXPERIMENTAL DATA AND PREDICT THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF INTERMETALLIC COATINGS

This study examines titanium aluminide coatings fabricated using non-vacuum electron beam cladding. Structure formation using this method can be quite complex. The coatings often exhibit heterogeneity in chemical composition, and metastable phases formation. Computer simulations can be

© Лазуренко Д. В., Довженко Г. Д., Александрова Н. С., Домаров Е. В.

used to analyze the composition of localized zones of the coatings and assess the influence of structural and phase heterogeneity on the properties of cladding layers. It was shown that calculating phase diagrams and modeling within the framework of density functional theory can be effective tools for confirming and explaining experimental results and predicting the properties of the materials under investigation.

Key words: non-vacuum electron beam cladding, energy-dispersive diffraction, X-ray synchrotron radiation, titanium aluminides, coatings, density functional theory, CALPHAD, wear resistance, oxidation resistance.

Титан и сплавы на его основе являются важнейшими конструкционными материалами для таких отраслей промышленности, как авиа- и ракетостроение, химическое машиностроение и судостроение. Широкое применение титана обусловлено комплексом его химических, физических и механических свойств, среди которых особое значение имеют низкая плотность, высокая механическая прочность и высокая коррозионная стойкость [1]. Однако в условиях эксплуатации, связанных с фрикционным нагружением и (или) воздействием высоких температур, титан малопригоден вследствие интенсивного взаимодействия с газами атмосферы, низкого сопротивления ползучести и склонности к схватыванию в парах трения.

Для защиты поверхностей заготовок из титановых сплавов эффективным решением является нанесение покрытий на основе алюминидов титана, которые характеризуются высокой твердостью, жесткостью, удельной прочностью и жаростойкостью [2, 3]. В данной работе рассмотрены защитные слои, сформированные на основах из титановых сплавов методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки. Данный метод позволяет с высокой эффективностью формировать слои большой толщины различных составов на металлических заготовках. Однако, распределение элементов в структуре покрытий зачастую может быть неравномерным. Как следствие, в наплавленных слоях возникают локальные отклонения фазового состава [4]. Другой особенностью являются высокие скорости охлаждения при формировании покрытий, что может приводить к возникновению метастабильных структурных элементов [5].

В данной работе с использованием экспериментальных методик и моделирования фазовых диаграмм, а также расчетов, выполненных в рамках теории функционала плотности, рассмотрены особенности структурообразования локальных зон одно- и двухслойных покрытий, а также затронуты аспекты влияния неравномерности структурно-фазового состояния наплавленных слоев на их свойства.

В результате наплавки порошковых смесей системы Ti-Al-Cr, взятых в различных пропорциях, на поверхностях титановых заготовок

были сформированы покрытия толщиной 1,6 – 2 мм. Структура покрытий была преимущественно неоднородной. Для выявления влияния особенностей строения покрытий и неравномерности распределения элементов на их стойкость к окислению были проведены детальные структурные исследования как до, так и после испытаний на жаростойкость в сочетании с расчетами методом CALPHAD. Было установлено, что сплав, богатый Al, состоящий преимущественно из γ-фазы, обеспечивает наилучшую защиту от окисления. Введение высоких концентраций как Al, так и Cr дало противоречивые результаты. Хотя предполагается, что фазы $L1_2$ и C14, формирующиеся в покрытии, способствуют образованию защитной пленки Al_2O_3, стойкость этого наплавленного слоя к окислению была сопоставимой с титановой основой. Этот результат можно объяснить неоднородностью покрытия и появлением B2-фазы в локальных областях покрытия при температуре окисления, а также разложением обедненной Cr фазы C14, стабильность которой, согласно расчетам, при малом содержании Cr снижается.

Нанесение на поверхность металлической заготовки двуслойного покрытия позволяет решать две задачи: 1) увеличение общей толщины защитного слоя; 2) повышение концентрации легирующих элементов в нем. Эффективность данного подхода для решения первой задачи показана на примере покрытия системы Ti-Al-Cr-Nb, толщина которого достигла 3,8 мм. При этом ожидалось, что наплавка в два слоя может привести к формированию градиентной структуры покрытия. Для детального анализа изменения фазового состава наплавленного слоя по глубине применялся метод энергодисперсионной дифракции рентгеновского синхротронного излучения в сочетании с микрорентгеноспектральным анализом. Установлено, что в направлении от верхней части покрытия к основе разбавление наплавленных слоев Ti увеличивается. Это влияет на фазовый состав покрытия и приводит к изменению химического состава различных фаз (α_2-Ti_3Al, β-фазы и TiN). Свойства первого (нижнего) и второго (верхнего) наплавленных слоев оценивались отдельно. Верхний слой проявлял большую стойкость к окислению, чем нижний, благодаря присутствию γ-фазы, которая более стабильна при высокой температуре по сравнению с преобладающем в покрытии α_2-Ti_3Al. Влияние химического состава на стойкость к окислению также оценивалось с помощью моделирования в рамках теории функционала плотности. Было обнаружено, что уменьшение содержания Al в α_2-фазе приводит к увеличению энергии поглощения кислорода. Это потенциально может привести к снижению стойкости к окислению. Износостойкость первого и второго наплавленных слоев была на одинаковом уровне, главным образом, благодаря низкому вкладу вторичных фаз. Кроме того, моделирование показало, что изменение химического состава основной фазы (Ti_3Al) практически не влияет на износостойкость покрытия.

Решение второй задачи было показано на примере двухслойного покрытия с высокой концентрацией Al, которой невозможно достичь путем варьирования режимов наплавки. Методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки было сформировано покрытие на основе $TiAl_3$, модифицированного Cu. Структурный анализ показал, что в покрытии наряду со стабильными фазами сформировался ряд метастабильных. Кроме того, элементный состав основной фазы ($L1_2$) соответствовал высокотемпературной области. Структура вторичной фазы, выделившейся в основной части покрытия, была выявлена путем расчетов с использованием теории функционала плотности. Уровень трещиностойкости, достигнутый модификацией фазы $TiAl_3$, оказался недостаточным для предотвращения микроразрушения сплава при трении и обеспечения износостойкости, превышающей износостойкость титанового сплава. При этом высокая стойкость $TiAl_3$ к окислению после легирования сохранялась.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях». Экспериментальные работы выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования «Структура, механические и физические свойства материалов», НГТУ.

REFERENCES

1. Leyens C. Titanium and titanium alloys. Fundamentals and application / C. Leyens, M. Peters. Wiley-VCH, 2003. 513 p.
2. Clemens H. Design, Processing, Microstructure, Properties, and Applications of Advanced Intermetallic TiAl Alloys / H. Clemens, S. Mayer // Advanced Engineering Materials. 2013. V. 15. № 4. P. 191-215. https://doi.org/10.1002/adem.201200231.
3. Sauthoff G. Intermetallics / G. Sauthoff. New York : VCH, 1995. 165 p.
4. Lazurenko D. V. Structure and properties of ti-al-ta and ti-al-cr cladding layers fabricated on titanium / D. V. Lazurenko [et al.]. // Metals. 2021. V. 11. № 7. Art. 1139. https://doi.org/10.3390/met11071139.
5. Lazurenko D. V. Influence of the Ti/Al/Nb ratio on the structure and properties on intermetallic layers obtained on titanium by non-vacuum electron beam cladding / D. V. Lazurenko [et al.]. // Materials Characterization. 2020. V. 163. Art. 110246. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110246.

УДК 538.91

***Александр Евгеньевич Ризницкий*[1*]**

[1]Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

[*]*rizniczkij.2019@corp.nstu.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ β – ТИТАНА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

В области биомедицинских материалов до сих пор стоит вопрос получения материалов с низким модулем упругости, для проектирования таких сплавов важно полное понимание механизмов пластической деформации. В данной работе представлены результаты моделирования методом молекулярной динамики (МД) и исследование механизмов пластической деформации β – титановых сплавов систем Ti-Nb и Ti-Ta. Было проведено сравнение потенциалов, описывающих поведение титана с ОЦК структурой. Были определены прочностные характеристики и описано дислокационное поведение при варьировании элементного состава.

Ключевые слова: молекулярная динамика, моделирование, LAMMPS, β – титан, биомедицина.

Alexandr E. Rizniczkij

INVESTIGATION OF PLASTIC DEFORMATION FEATURES IN B-TITANIUM ALLOYS BY MOLECULAR DYNAMICS

A current priority in the field of biomedical materials is the development of alloys with a low elastic modulus. β-Titanium alloys are considered the most promising candidates for new generations of medical alloys. In this work, the mechanisms of plastic deformation in β-titanium alloys of the Ti–Nb and Ti–Ta systems are investigated using molecular dynamics (MD) methods. A comparative analysis of interatomic potentials for BCC titanium is performed, and the strength characteristics as well as features of dislocation behavior depending on the elemental composition of the alloys are determined.

Key words: molecular dynamic, modeling, LAMMPS, β – titan, biomedicine.

Материалы, используемые в биомедицине для изготовления имплантатов (пластин, штифтов, винтов), должны обладать комплексом свойств, включая высокую коррозионную стойкость, биосовместимость и низкий модуль упругости. Последнее свойство является критически

© Ризницкий А. Е.

важным для предотвращения «экранирования напряжений» — явления, возникающего при значительной разнице модулей упругости кости и имплантата, что приводит к резорбции костной ткани и нарушению остеоинтеграции. Модуль упругости кортикальной кости человека составляет 15–30 ГПа, в то время для титановых сплавов этот показатель достигает 55–110 ГПа. Перспективным направлением для решения данной проблемы является разработка β-титановых сплавов. Создание таких материалов с заданным низким модулем упругости требует углубленного изучения фундаментальных механизмов их пластической деформации.

Для исследования механизмов пластической деформации проводилось моделирование процесса одноосного растяжения сплавов Ti60Nb40, Ti40Nb60, Ti40Ta60, Ti60Nb40. Моделирование методом молекулярной динамики проводилось с применением программного пакета LAMMPS. Моделируемая ячейка состояла из 500000 атомов. Для описания взаимодействия атомов был использован потенциал модифицированного метода погруженного атома. Анализ полученных данных проводился с использованием программного обеспечения OVITO.

В первоначальной ОЦК структуре моделируемого сплава при переходе от участка упругой деформации (рис. 1, ε = 0.05 – 0.06) к пластической деформации наблюдается образование точечных дефектов (рис. 2).

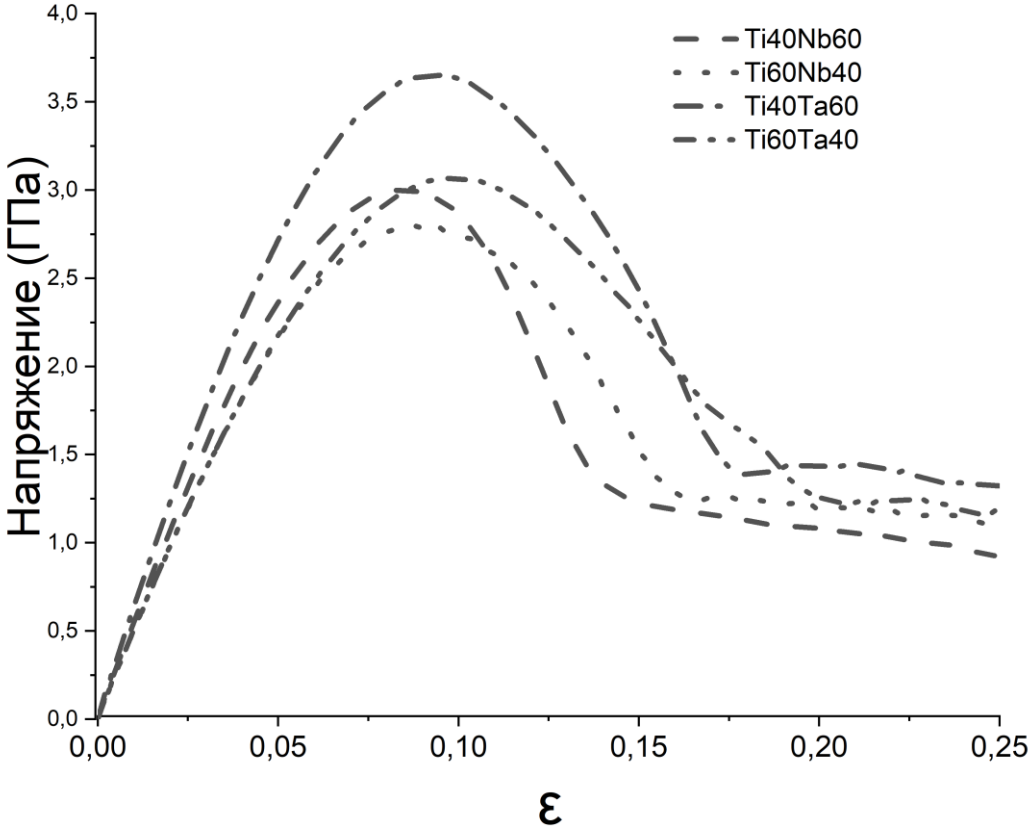


Рис. 1. Кривая растяжения

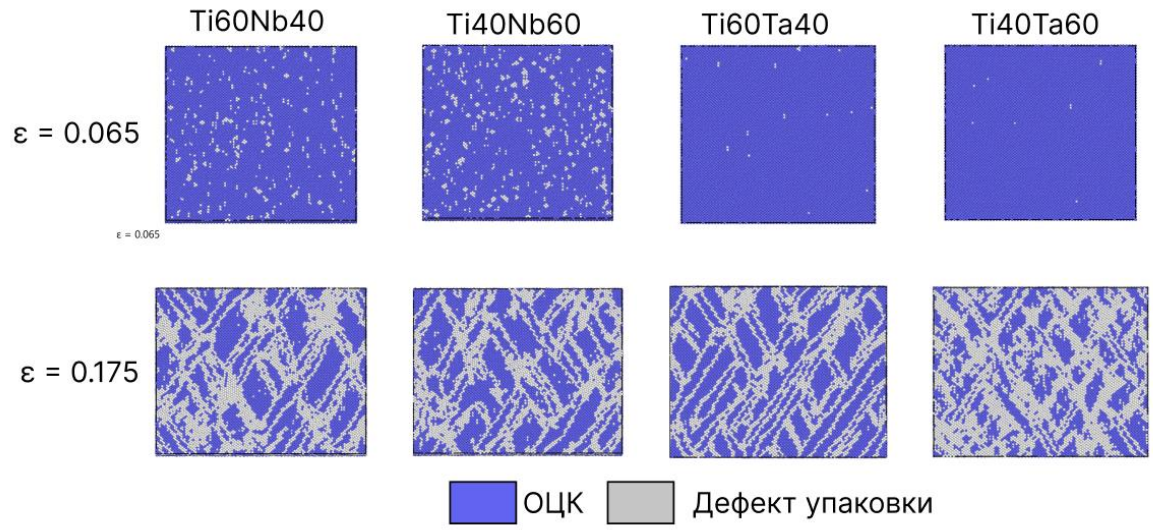


Рис. 2. Микроструктура сплавов при растяжении

Дальнейшее растяжение приводит к формированию дефектов упаковки (рис. 3), эти области являлись предпочтительными для образования двойников. Этот эффект приводит к снижению напряжения в системе (рис.1. ε = 0.1), дальнейшая пластическая деформация протекает за счёт скольжения дислокаций вдоль границ двойников. Увеличение концентрации легирующих элементов приводит к стабилизации β – фазы, повышению предела текучести, снижению доли дефектов упаковки и количества двойников деформационного происхождения.

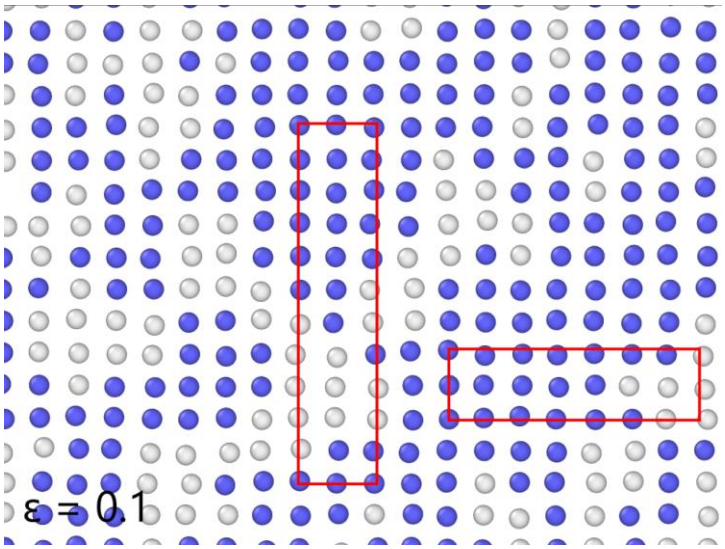


Рис. 3. Дефекты упаковки в модели Ti60Nb40

Моделирование методом молекулярной динамики показало, что для сплавов β – титана, Ti-Nb и Ti-Ta механизм пластической деформации характеризуется образованием точечных эффектов и образованием двойников с последующем скольжением дислокаций.

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».

Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Wang H. Studying Plastic Deformation Mechanism in β-Ti-Nb Alloys by Molecular Dynamic Simulations / Wang H. et al. // Metals. 2024. Т.14. №. 3. – С. 318. https://doi.org/10.3390/met14030318.
2. Nitol M. S. New modified embedded-atom method interatomic potential to understand deformation behavior in VNbTaTiZr refractory high entropy alloy / Nitol M. S. et al. // Computational Materials Science. 2024. Т. 237. С. 112886. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2024.112886.
3. Huang X. Atomistic simulation of chemical short-range order in HfNbTaZr high entropy alloy based on a newly-developed interatomic potential / Huang X. et al. // Materials & Design. 2021. Т. 202. С. 109560. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109560.
4. Pesode P., Barve S. A review—metastable β titanium alloy for biomedical applications / P. Pesode., S. Barve. // Journal of Engineering and Applied Science. 2023. Т. 70. №. 1. С. 25. https://doi.org/10.1186/s44147-023-00196-7.

REFERENCES

1. Wang H. Studying Plastic Deformation Mechanism in β-Ti-Nb Alloys by Molecular Dynamic Simulations / Wang H. et al. // Metals. 2024. Т.14. №. 3. – С. 318. https://doi.org/10.3390/met14030318.
2. Nitol M. S. New modified embedded-atom method interatomic potential to understand deformation behavior in VNbTaTiZr refractory high entropy alloy / Nitol M. S. et al. // Computational Materials Science. 2024. Т. 237. С. 112886. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2024.112886.
3. Huang X. Atomistic simulation of chemical short-range order in HfNbTaZr high entropy alloy based on a newly-developed interatomic potential / Huang X. et al. // Materials & Design. 2021. Т. 202. С. 109560. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109560.
4. Pesode P., Barve S. A review—metastable β titanium alloy for biomedical applications / P. Pesode., S. Barve. // Journal of Engineering and Applied Science. 2023. Т. 70. №. 1. С. 25. https://doi.org/10.1186/s44147-023-00196-7.

УДК 669-1;548-1

Даниил Дмитриевич Сацкий[1*], Андрей Анатольевич Редикульцев[1], Михаил Львович Лобанов[1]

[1]Уральский федеральный университет им. первого Президента РФ Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия

**daniil.sackii@mail.ru*

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ЧАСТИЦ AlN В ПОЛОСЕ ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe-3%Si ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ОТЖИГЕ

Аннотация: Дисперсные фазы используются при формировании механических и функциональных свойств множества сплавов. Изменение размера и равномерности распределения частиц происходит в ходе процесса коагуляции, управляемым температурно-временными параметрами термической обработки. Так, процесс коагуляции дисперсных включений AlN в электротехнической анизотропной стали (ЭАС) оказывает влияние на предельный размер зерна собирательной рекристаллизации (СР), тем самым отвечая за корректное протекание процесса вторичной рекристаллизации (ВР). На примере ЭАС разработана методика моделирования процессов коагуляции дисперсных частиц в ходе изотермической выдержки. Результаты продемонстрировали значительное влияние температуры выдержки на процесс коагуляции, тогда как от начального размера дисперсных фаз зависит интенсивность коагуляции в ходе выдержки.

Ключевые слова: моделирование, дисперсные частицы, AlN, коагуляция, электротехническая анизотропная сталь

Daniil D. Satskii, Andrey A. Redikultsev, Mikhail L. Lobanov

AlN PARTICLES EVOLUTION SIMULATION IN A Fe-3% Si TECHNICAL ALLOY STRIP DURING ISOTHERMAL ANNEALING

Abstract: Dispersed phases used to achieve the mechanical and functional properties of many alloys. Particle size and distribution uniformity controlls by varying heat treatment parameters, which is influence particles coagulation. For example, the coagulation of dispersed AlN inclusions in grain oriented electrical silicon steel (GOES) influences the normal growth (NG) maximum grain size, thereby ensuring the proper course of secondary recrystallization (SR). Using GOES as an example, a method for modeling the coagulation of dispersed particles during isothermal holding was developed. The results demonstrated a significant influence of holding temperature on the coagulation process, while

© Сацкий Д.Д., Редикульцев А.А., Лобанов М.Л.

the initial size of the dispersed phases determines the intensity of coagulation during holding.

Keywords: modeling of physical processes, precipitations, AlN, second phases, coagulation, GO steel

Развитие современной промышленности во многом обусловлено разработкой и внедрением новейших функциональных и конструкционных сплавов. Одной из возможностей повышения свойств таких материалов является понимание структурных особенностей, отвечающих за получение необходимых эксплуатационных характеристик.

Широко применяемым способом повышения механических или функциональных свойств является использование дисперсных фаз в микроструктуре сплава. Дисперсные включения активно применяются при создании жаропрочных материалов (стабилизация роста зерен при повышенных температурах), высокопрочных сплавов [1, 2] (образование зон Гинье-Престона, дисперсионное упрочнение) и целого ряда функциональных электротехнических сплавов [3, 4] (сверхпроводники, сплавы с высокой коэрцитивной силой, магниты, электротехнические стали).

В каждом случае дисперсные фазы оказывают наиболее эффективное влияние в зависимости от различных характеристик (размер, форма, плотность, равномерность распределения). Контроль за перечисленными выше параметрами является ключевым процессом получения необходимых функциональных свойств используемого материала. Управление данными характеристиками производится через применение различного рода отжигов: при определенной температуре, зависимой от химического состава вторых фаз, происходит процесс коагуляции частиц – постепенное растворение мелких и рост крупных.

Так, коагуляция частиц AlN в ходе изотермических выдержек ЭАС при нормализационном и рекристаллизационном отжигах позволяет получить оптимальную по размерам и плотности распределения вторую фазу. В дальнейшем данные параметры оказывают ключевое влияние на предельный размер зерна в ходе нормального роста и возможность корректного протекания процесса ВР [5].

Ранее [6] было проведено моделирование коагуляции частиц AlN в ходе нагрева при постоянном диффузионном уходе азота из полосы. Результаты показали значительное влияние температуры системы и скорости ее увеличения на процессы коагуляции дисперсных фаз. Так как проводимые в производственных и лабораторных условиях отжиги включают в себя как нагрев, так и изотермическую выдержку, целесообразно построение полной модели коагуляции частиц при обоих условиях.

Целью данной работы являлось построение алгоритма численного моделирования процессов коагуляции частиц AlN в ЭАС, произведенной по методу приобретенного ингибитора при изотермической выдержке в ходе различных отжигов.

В качестве материала для моделирования коагуляции AlN использовался химический состав ЭАС, производимой по методу приобретенного ингибитора, взятый из [7], для частиц различного начального размера: 5, 25, 50, 100, 200, 400 нм.

Методика моделирования коагуляции дисперсных фаз в ходе непрерывного нагрева строится на параболическом законе [8]:

$$L = \sqrt{6D\tau}, \quad (1)$$

где L – характеристический диффузионный путь; τ – время диффузионного процесса; D – коэффициент диффузии наименее подвижного в системе элемента (в данном случае Al), который рассчитывается при температуре процесса (T, [K]) по уравнению Аррениуса:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2)$$

где Q – энергия активации процесса, равная для диффузии алюминия в феррите 245,8 кДж/моль, D_0 – предэкспоненциальный множитель, равный для диффузии алюминия в феррите – 5,15E-04 м^2/с, R – универсальная газовая постоянная – 8,314 Дж/(моль·K) [9].

Диффузионный путь атомов Al (1) принимался за размер области, в которой растет частица AlN максимального диаметра, соответствующего термодинамическому равновесию. Таким образом, с каждым i-ым шагом расчета увеличивается время выдержки, повышающее расстояние L, проходимое атомами.

Влияние температуры изотермической выдержки на коагуляцию частиц AlN с исходным размером 100 нм показано на рисунке 1.

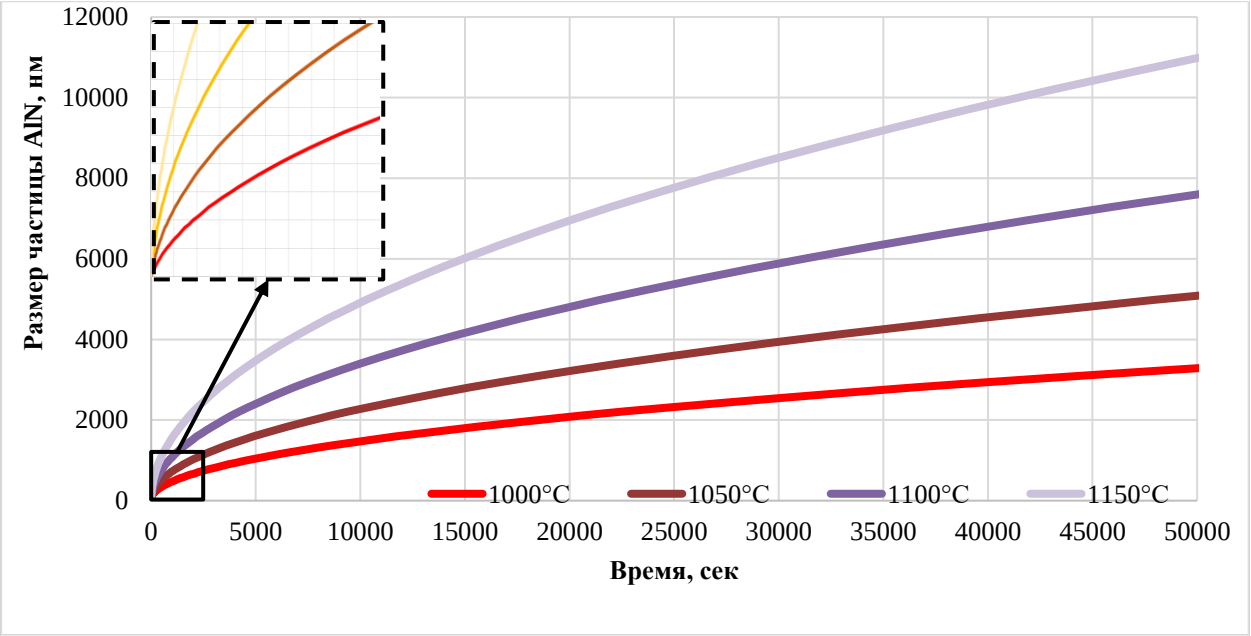


Рис. 1 Рост частиц AlN начального размера 100 нм при различных температурах изотермической выдержки

Повышение температуры изотермической выдержки на 50°C увеличивает скорость роста частиц AlN в среднем в 1,5 раза, наиболее интенсивный рост наблюдается на начальных этапах выдержки. Так, включение диаметром 100 нм увеличивается до 150 нм за 60 секунд. При дальнейшей выдержке рост замедляется по причине постепенного увеличения расстояния, необходимого для прохождения атомом при T=const.

Моделирование показывает ускорение роста частиц с увеличением температуры выдержки, можно сделать вывод о значительном влиянии именно температуры системы на размерные характеристики частиц.

На рисунке 2 изображен рост частиц различных исходных размеров при температуре T=1100°C. На начальных этапах выдержки наиболее интенсивно растут мелкие включения (до 100 нм), в дальнейшем частицы всех исходных размеров приобретают близкие величины, что сходится с классическими представлениями процессов коагуляции. Моделирование также подтверждает преимущественное влияние именно температуры выдержки на размерные характеристики дисперсных частиц.

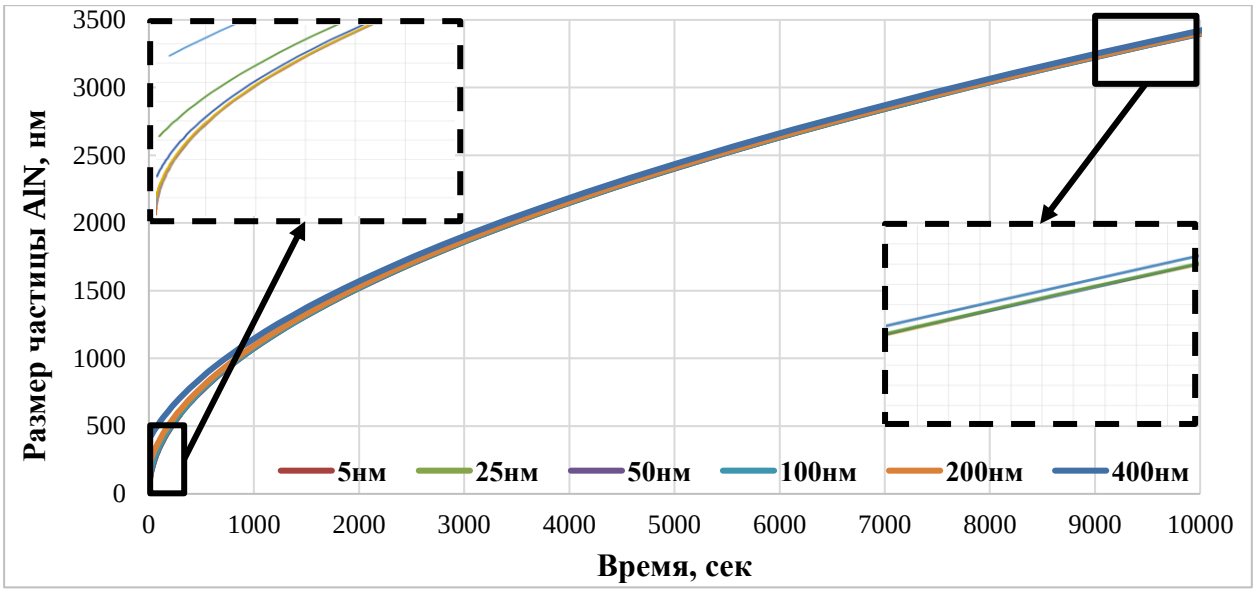


Рис. 2 Рост частиц AlN различных исходных размеров при T=1100°C

Таким образом показана применимость алгоритма численного моделирования процессов коагуляции частиц AlN в ЭАС, произведенной по технологии приобретенного ингибитора, в ходе изотермической выдержки при различных отжигах. Результаты расчетов продемонстрировали значительное влияние температурно-временных параметров выдержки на процесс коагуляции частиц. Начальный размер дисперсных фаз влияет на интенсивность коагуляции в ходе выдержки, однако преимущественное влияние оказывает именно температура.

Благодарности. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-19-00683, https://rscf.ru/project/25-19-00683/.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ / REFERENCES

1. Poletika T. Ti_3Ni_4 precipitation features in heat-treated grain / Poletika T., Girsova S., Lotkov A. // Intermetallics. 2020. V. 127. 106966. 10.1016/j.intermet.2020.106966.
2. An Jeong. Quantification and analysis of NbC precipitation in cold-rolled HSLA steel during annealing process / An Jeong [et al.] // Steel research international. 2023. 95. 10.1002/srin.202300347.
3. Siedliska K. Effect of annealing temperature on structural properties of the co-precipitated delafossite $AgFeO_2$ / Siedliska K. [et al.] // Materials Research Express. 2019. 6. 086113. 10.1088/2053-1591/ab26f9.
4. Alcântara F.L. Study of Aluminum Nitride Precipitation in Fe-3%Si Steel. / Alcântara F.L. [et al.] // Materials Research. 2013. 16. 1039-1044. 10.1590/S1516-14392013005000090.

5. Yechao Zhu Effects of hot band annealing on the precipitation of copper sulfide in Fe-3%Si steel / Yechao Zhu [et al.] // Trans Tech Publications. 2012. Switzerland doi:10.4028/www.scientific.net/AMM.127.95
6. Сацкий, Д. Д. Моделирование процесса коагуляции дисперсных выделений вторых фаз при непрерывном нагреве / Д. Д. Сацкий, А. А. Редикульцев, М. Л. Лобанов // Уральская школа молодых металловедов – Екатеринбург: Издательский дом "Ажур", 2025. – С. 198-202. – EDN GTUVUM.
7. Металлофизика материалов для электромашиностроения: учебное пособие / М.Л. Лобанов, А.А. Редикульцев, М.А. Зорина; Мин-во науки и высшего образования РФ. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2019. – 144 с.
8. Лобанов, М. Л. Методы определения коэффициентов диффузии: учеб. пособие / М. Л. Лобанов, М. А. Зорина. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2017. – 100 с.
9. Гольдштейн М.И. Растворимость фаз внедрения при термической обработке стали. / Гольдштейн М.И., Попов В.В. // М.: Металлургия, 1989. 200с.

УДК 536.425

***Елизавета Владимировна Чепелева*[1]**

[1]Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Новосибирский государственный технический университет», г. Новосибирск, Российская Федерация

chepelevaliofficial@gmail.com

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕОБРАЗОВАНИЙ В ОБЪЕМНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ ZR35HF17,5TI5,5AL12,5CO7,5NI12CU10 ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ

Объёмные металлические стёкла (ОМС) — это аморфные модификации металлов и их сплавов, то есть твёрдые вещества с некристаллической структурой. Интерес к данным материалам обусловлен их необычной структурой и уникальными физико-механическими свойствами, что расширяет возможности их практического применения. В данной работе представлено исследование влияния процесса термической обработки на структуру и свойства металлического стекла $Zr_{35}Hf_{17,5}Ti_{5,5}Al_{12,5}Co_{7,5}Ni_{12}Cu_{10}$. Важной частью исследования является изучение процессов структурной релаксации. Исследование проведено с использованием метода молекулярной динамики (МД).

Ключевые слова: объёмные металлические стёкла, молекулярная динамика, структурная релаксация, физико-механическими свойства, термическая обработка.

Elizaveta V. Chepeleva

MODELING OF STRUCTURAL TRANSFORMATIONS IN BULK METALLIC GLASS ZR35HF17,5TI5,5AL12,5CO7,5NI12CU10 UNDER THE INFLUENCE OF TEMPERATURE

Bulk metallic glasses (BMG) are amorphous modifications of metals and their alloys, that is, solids with a non-crystalline structure. The interest in these materials is due to their unusual structure and unique physical and mechanical properties, which expands the possibilities of their practical application. This paper presents a study of the effect of the heat treatment process on the structure and properties of metallic glass. An important part of the study is the study of structural relaxation processes. The study was conducted using the molecular dynamics (MD) method.

Key words: bulk metal glasses, molecular dynamics, structural relaxation, physical and mechanical properties, heat treatment.

© Чепелева Е.В.

В данном исследовании преследуется цель изучить влияние режимов термической обработки на структуру и свойства объёмных металлических стёкол (ОМС).

Исследования в данной области сталкиваются с рядом трудностей при проведении практических экспериментов, связанных с высокой скоростью охлаждения и сложностью контроля локальных структурных изменений в некристаллических материалах. В этих условиях численное моделирование методом молекулярной динамики становится эффективным инструментом для анализа структурных изменений и свойств ОМС в процессе и после термической обработки.

Метод молекулярной динамики – одно из направлений компьютерного моделирования свойств вещества, основанное на численном решении уравнений движения составляющих его частиц. Этот метод позволяет моделировать движение множества атомов, что дает возможность рассчитывать коллективные свойства системы, зависящие от этого движения. В данной работе метод был реализован при помощи программного пакета LAMMPS и визуализатора OVITO. Взаимодействие атомов описывается в рамках заданного потенциала межатомного взаимодействия.

Исследования проводились для объёмных металлических стёкол состава $Zr_{35}Hf_{17,5}Ti_{5,5}Al_{12,5}Co_{7,5}Ni_{12}Cu_{10}$. Метод молекулярной динамики позволяет получать модели объемных металлических стёкол путем формирования аморфной структуры при нагреве сплава выше температуры плавления и последующего высокоскоростного охлаждения. После создания модели ОМС в рамках моделирования осуществлялся отжиг. Нагрев модели производился до двух температур: 370 ºС, 460 ºС. Далее производилась выдержка в течение различных промежутков времени при каждой температуре соответственно. После чего моделировался процесс медленного охлаждения до комнатной температуры с постоянной скоростью.

Исследования в области аморфных металлов, а именно объемных металлических стёкол представляет собой важную и перспективную область науки, которая может позволить разработку перспективных материалов и новых технологий. Объёмные металлические стёкла находят довольно широкое применение в самых различных областях человеческой деятельности. Они востребованы в электротехнике, машиностроении и строительстве, медицине и производстве спортивного инвентаря, а также могут применяться в других высокотехнологичных сферах, где требуются материалы с соответствующими свойствами.

Метод молекулярной динамики позволяет проводить исследования в данной области и анализировать полученные результаты.

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов" НГТУ.

СПИСОК ИСТОЧНИКОВ

1. Молекулярная динамика для материаловедов: учебное пособие / И. А. Батаев [и др.]. Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2024. 106 с.
2. Объёмные металлические стёкла: получение, структурные изменения при нагреве. / Д.В. Лузгин, В.И. Полькин // Известия Вузов. Цветная Металлургия. 2015. № 6. https://doi.org/10.17073/0021-3438-2015-6-43-52.
3. Динамические характеристики механической релаксации объемного металлического стекла с высокой энтропией Zr35Hf17.5Ti5.5Al12.5Co7.5Ni12Cu10. / Л. Чжан [и др.] // Материаловедение и технологии. 2021. № 83. https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.11.074.
4. Металлические стёкла из высокоэнтропийных сплавов: свойства, особенности получения и использования. / Ч. Пэй [и др.] // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2024. № 2. https://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-10-22.
5. Структурные и механические свойства металлических стёкол Mg-Al, исследованные с помощью моделирования методом молекулярной динамики. / А. Самири [и др.] // Вычислительное материаловедение. 2020. № 184. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2020.109895.
6. Атомная структура металлических стёкол на основе магния, полученная с помощью молекулярной динамики и дифракции нейтронов. / А. Гуленко [и др.] // Физическая химия Химическая Физика. 2017. № 19. https://doi.org/10.1039/C6CP03261C.
7. Внутренняя корреляция между долей жидкоподобных зон и β Релаксация в высокоэнтропийных металлических стёклах. / Я. Дуань [и др.] // Физические обзорные письма. 2022. Т. 129 № 17. https://doi.org/10.1103/physrevlett.129.175501.

REFERENCES

1. Molecular dynamics for materials scientists: a textbook / I. A. Bataev [et al.]. Novosibirsk: NSTU Publishing House, 2024. 106 p.
2. Volumetric metallic glasses: production, structural changes during heating. / D.V. Luzgin, V.I. Polkin // Izvestiya Vuzov. Non-ferrous Metallurgy. 2015. № 6. https://doi.org/10.17073/0021-3438-2015-6-43-52.
3. Dynamic characteristics of mechanical relaxation of bulk metallic glass with high entropy Zr35Hf17.5Ti5.5Al12.5Co7.5Ni12Cu10. / L. Zhang [et al.] // Materials Science and Technology. 2021. № 83. https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.11.074.

4. Metal glasses made of high-entropy alloys: properties, features of production and use. / h. Pei [et al.] // Bulletin of the Siberian State Industrial University. 2024. № 2. https://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-10-22
5. Structural and mechanical properties of Mg-Al metallic glasses investigated by molecular dynamics simulations. / A. Samiri [et al.] // Computational Materials Science. 2020. No. 184. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2020.109895.
6. Atomic structure of magnesium-based metallic glasses obtained by molecular dynamics and neutron diffraction. / A. Gulenko [et al.] // Physical Chemistry Chemical Physics. 2017. No. 19. https://doi.org/10.1039/C6CP03261C.
7. Internal correlation between the proportion of liquid-like zones and β Relaxation in high-entropy metallic glasses. / Ya. Duan [et al.] // Physical Review letters. 2022. Vol. 129 No. 17. https://doi.org/10.1103/physrevlett.129.175501.

СОДЕРЖАНИЕ

СЕКЦИЯ 1. АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ	
Астахов И.И., Климова М.В., Степанов Н.Д. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА RENE 41 / RENE 80, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ	6
Базалеева К. О., Понкратова Ю. Ю., Кунавин С. А., Хмеленин Д. Н., Бинков И. И., Николаев К. А. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al-Ce-Fe-Ni-Zr, СИНТЕЗИРОВАННОГО МЕТОДОМ СЛП, ПРИ ДЕФОРМАЦИИ	10
Белинин Д. С., Щицын Ю. Д., Неулыбин С. Д., Овчинников И. П., Мосягин И. А., Пичкалев М. В. СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЛАЗМЕННОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ДЛЯ АДДИТИВНОГО ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	15
Волосков Б. С., Сучков А. Н., Федянин Н. Е., Симонов А. П., Фирсов Д. Г., Евлашин С. А. АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ	20
Герцель И. С., Маликов А. Г., Купер К. Э. ФОРМИРОВАНИЕ МЕЖФАЗНОГО СЛОЯ В КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ВТ6/B_4C ПРИ ПРЯМОМ ЛАЗЕРНОМ ВЫРАЩИВАНИИ	24
Головин Е. Д. СТРУКТУРА ПОРОШКА НИОБИЯ, ПОЛУЧЕННОГО ПОМОЛОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУЖКИ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ	28
Гурьянов Д. А., Фортуна С. В., Шамарин Н. Н., Чумаевский А. В., Сидоров Е. А., Панфилов А. О., Колубаев Е. А. ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГОВЛОЖЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА INCONEL 718	31
Колубаев Е. А., Чумаевский А. В., Осипович К. С., Гурьянов Д. А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОРГАНИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ ПРОМЫШЛЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ ПРОВОЛОЧНОМ АДДИТИВНОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ ПРОИЗВОДСТВЕ	35
Красанов И. В., Юрченко Н. Ю., Туричин Г. А. ОСОБЕННОСТИ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ ТУГОПЛАВКОГО КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНОГО СПЛАВА NBTAV ИЗ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ПОРОШКОВ	40
Никитин И. С., Калиненко А. А., Долженко П. Д., Борисов С. И., Зуйко И. С., Ткачева Ю. И., Федосеева А. Э., Миронов С. Ю. СТРУКТУРА МОДИФИЦИРОВАННОЙ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ ТИПА Р92, ПОЛУЧЕННОЙ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ	44
Калиненко А. А., Никитин И. С., Долженко П. Д., Борисов С. И., Зуйко И. С., Ткачева Ю. И., Федосеева А. Э., Миронов С. Ю. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МОДИФИЦИРОВАННОЙ ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ ТИПА Р92, ПОЛУЧЕННОЙ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ	48

Насоновский К. С., Климова М. В., Воропаев А. А., Корсмик Р. С., Силкин А. О. ПОВЫШЕНИЕ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОДУГОВОГО ВЫРАЩИВАНИЯ СТАЛЕЙ	52
Никитин И. С., Воропаева Е. А., Семенюк А. О., Черниченко Р. С., Дудова Н. Р., Калиненко А. А., Миронов С. Ю. СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ СПЛАВЛЕНИЕ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ	58
Осипович К. С., Сидоров Е. А., Никонов С. Ю., Чумаевский А. В., Колубаев Е. А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕДНЫХ И ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ	62
Понкратова Ю. Ю., Базалеева К. О., Бинков И. И., Кунавин С. А., Николаев К. А., Наумова Е. А. ОБОСНОВАНИЕ ВЫБОРА РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ СНЯТИЯ МАКРОНАПРЯЖЕНИЙ ОБРАЗЦОВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА AL-CE-FE-NI-ZR ПОСЛЕ СЛП	66
Сафарова Д. Э., Базалеева К. О., Шашин К. Д., Будкина Ю. А. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВА ВТ23, ПОЛУЧЕННОГО ПРЯМЫМ ЛАЗЕРНЫМ ВЫРАЩИВАНИЕМ	70
Семенюк А. О., Воропаева Е. А., Черниченко Р. С., Дудова Н. Р., Калиненко А. А., Миронов С. Ю., Никитин И. С. СУБСТРУКТУРА ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ, СФОРМИРОВАННАЯ ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ СПЛАВЛЕНИИ	75
СЕКЦИЯ 2. КОМПОЗИЦИОННЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Агафонов М. Ю., Миллер А. А., Хабиров Р. Р. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАРГАНЕЦ-ЦИНКОВЫХ ФЕРРИТОВ	80
Антропова К. А. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО СПЕКАНИЯ НА СВОЙСТВА АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ С ЦЕРИЙСОДЕРЖАЩЕЙ ДОБАВКОЙ	84
Беляев Н. Е. ПОЛУЧЕНИЕ СИЛИЦИДОВ НИОБИЯ МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА	89
Брусенцева Т. А., Лукин С. Э., Искова А. Т. ОЦЕНКА ХАРАКТЕРИСТИК МЕЖФАЗНОГО СЛОЯ В МЕХАНОЛЮМИНЕСЦЕНТНОМ ПОЛИМЕРНОМ КОМПОЗИТЕ	94
Видюк Т. М., Дудина Д. В., Гаврилов А. И., Ухина А. В., Шикалов В. С., Батраев И. С., Бохонов Б. Б. СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ WC-W_2C-Cu-C(ГРАФИТ), ПОЛУЧЕННЫХ РЕАКЦИОННЫМ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫМ СПЕКАНИЕМ	98
Долгова В. А., Рябинкина П. А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ	102

Дудина Д. В., Видюк Т. М., Штерцер А. А., Гаврилов А. И., Бохонов Б. Б., Анисимов А. Г. ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ СПЕКАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	106
Живодуева А. В., Черкасова Н. Ю. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНЫХ ПОРОШКОВ НИТРИДА АЛЮМИНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ	110
Ишков А. Д., Осипов Д. А., Дитенберг И. А. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МИКРОТВЁРДОСТЬ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ NB–AL ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ	114
Кулевич В. П., Богданов А. И., Шморгун В. Г. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА, АРМИРОВАННЫХ АЛЮМООКСИДНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ	118
Миллер А. А., Агафонов М. Ю., Хабиров Р. Р. ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ СУШКИ ОКСИДА МАРГАНЦА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРОШКОВ И СПЕЧЕННЫХ MN-ZN ФЕРРИТОВ	123
Наседкин Д. А., Антропова К. А. ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В МАТЕРИАЛАХ СИСТЕМЫ Al_2O_3-CeO_2 ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ СПЕКАНИИ	128
Осипов Д. А., Смирнов И. В., Гриняев К. В., Дитенберг И. А. ФАЗОВАЯ ТРАНСФОРМАЦИЯ В ПОРОШКОВЫХ СМЕСЯХ Ni-Al И Ti-Al СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОСЛЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ	132
Пахолкина С. А., Аникеев С. Г., Артюхова Н. В., Большевич Е. А., Лобань В. В. СТРУКТУРА БИОСОВМЕСТИМОГО ПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ДОБАВКАМИ ТИТАНА И НИКЕЛЯ	135
Почетуха В. В., Романов Д. А., Громов В. Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ TiB_2–Ni–Ag ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ И АЗОТИРОВАНИЯ	137
Спирина И. А., Пугачева Н. Б., Каманцев И. С. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА	142
Хабиров Р. Р., Масс А. В., Агафонов М. Ю., Миллер А. А. МИКРОСТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА MN-ZN ФЕРРИТОВ С ДОБАВКОЙ ZrO_2	145
Черкасова Н. Ю. ВЛИЯНИЕ ГЕКСААЛЮМИНАТОВ РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	149
Чканникова Ю. Г., Агеев М. И., Логинов П. А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА TNM B1, ДИСПЕРСНО УПРОЧНЁННОГО НАНОЧАСТИЦАМИ Ce_2O_3	153

СЕКЦИЯ 3. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ	
Андрюшкина В. Е., Пухова Е. А., Бушуева Е. Г. ОЦЕНКА ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И МИКРОТВЕРДОСТИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ СЛОЕВ, СОДЕРЖАЩИХ W-Zr-B	159
Арсеничкин И. А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ	163
Бобылёв Э. Э., Стороженко И. Д., Маркова О. В. ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ГАЗОВГО АЗОТИРОВАНИЯ НА СТРУКТРУ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ НА ОСНОВЕ ХРОМА, ПОЛУЧЕННЫХ ДИФФУЗИОННОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИЕЙ В СРЕДЕ ЛЕГКОПЛАВКИХ РАСТВОРОВ	165
Богданов А. И., Кулевич В. П., Камалов Э. Р. СОЗДАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Cu-Ni НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОКОНЦЕНТРИРОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ ЭНЕРГИИ	170
Бурова Е. А., Бушуева Е. Г. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ НА МЕДНОЙ ОСНОВЕ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ	173
Бурхинова Н. Ю., Дик Д. В. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА $B_4C – VB_2$	176
Есикова Е. Д., Эмурлаев К. И. ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТРИАЛЮМИНИДА ТИТАНА	180
Иванников А. А., Терехова С. М., Севрюков О. Н., Морохов П. В., Абрамов А. В., Кириллова В. О., Клюшин И. И. ОБЕСПЕЧЕНИЕ ВАКУУМНОЙ ПЛОТНОСТИ СОЕДИНЕНИЙ AL_2O_3/29НК ПРИ ПАЙКЕ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫМ ЛЕНТОЧНЫМ ПРИПОЕМ СИСТЕМЫ CU-TI	184
Исхакова Э. И., Чуракова А. А. ОЦЕНКА КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ СПЛАВОВ TINI В БИОЛОГИЧЕСКИХ РАСТВОРАХ	187
Каманцев И. С. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ	191
Кизимова П. М., Бушуева Е. Г. КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ	195
Кузнецов В. П. МЕДИЦИНСКИЕ ИМПЛАНТАТЫ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Zr. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МЕТОДОВ ФОРМИРОВАНИЯ УМЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ	199
Куксгаузен Д. А., Куксгаузен И. В., Чумляков Ю. И., Петраков В. А. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СОСТАРЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА FeNiCoAlTa, FeMnNiAlC – ПОТЕНЦИАЛ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ	203

Макушина М. А., Кочетков А. С. АНАЛИЗ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ46 В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ	207
Малыгина К. Д., Путилова Е. А. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО И ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ CoCrFeNiAl	213
Наумов С. В., Соколовский В. С. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕЖПЛАСТИНЧАТОЕ РАССТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА	218
Панов Д. О. ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ	222
Панов Д. О., Соколовский В. С. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА НА ОСНОВЕ ГАММА АЛЮМИНИДА ТИТАНА С ПЛАСТИНЧАТОЙ И ГЕТЕРОГЕННОЙ СТРУКТУРОЙ	226
Путилова Е. А., Малыгина К. Д. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ ГЕТЕРОГЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ	229
Пухова Е. А., Бушуева Е. Г. ОЦЕНКА ЖАРОСТОЙКОСТИ БОРИРОВАННЫХ СЛОЕВ, ЛЕГИРОВАННЫХ ВОЛЬФРАМОМ И ЦИРКОНИЕМ	233
Реентов И. Е., Никулина А. А. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ WAAM НА СТРУКТУРУ РАЗНОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СИСТЕМЫ Ti-Cu-Fe-Cr-Ni	237
Рябинкина П. А., Долгова В. А. КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ МЕДЬ-ХРОМ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ДЕТОНАЦИОННОГО НАПЫЛЕНИЯ	242
Терехова С. М., Иванников А. А., Севрюков О.Н., Морохов П.В., Абрамов А. В., Баженов А. А., Михальчик В. В., Кириллова В. О., Клюшин И. И. РАЗРАБОТКА СПЛАВОВ-ПРИПОЕВ СИСТЕМ Ag-Cu-Ti И Ag-Cu-Zr ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМООКСИДНОЙ КЕРАМИКИ СО СПЛАВОМ 29НК	247
Шефер М. И., Неделько А. В. МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНАЯ СВАРКА АЛЮМИНИЯ И СТАЛИ	252
Шуберт А. В., Суреш Г., Коновалов С. В., Семилетова А. А. НАНОИНДЕНТИРОВАНИЕ КАК ИНСТРУМЕНТ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ HBN И MOO_3 НА СВОЙСТВА КОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ TIC/AG	255
Шыырап Е. И., Бушуева Е. Г. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ, ПОВЕРХНОСТНО МОДИФИЦИРОВАННОЙ СОЕДИНЕНИЯМИ ГАФНИЯ	259
Щербинина С. Ю., Дударева А. А., Эмурлаев К. И. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННЫХ СЛОЁВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩИХ Ti, Al И B	263

Юргин А. Б., Руктуев А. А. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОКРЫТИЯ $Al_{0,3}CoCrFe_{0,2}Ni$ С ДОБАВКОЙ КАРБИДА ХРОМА Cr_3C_2, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТКИ	267
Якушев И. Н., Кардонина Н. И., Окишев К. Ю. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОКИСЛЕНИЯ ПОРОШКОВ $MoSi_2$ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 1000–1200 °С	270
СЕКЦИЯ 4. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ	
Белослудцева Е. С. ЭЛЕКТРОННОМИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ БИНАРНОГО СПЛАВА $Ni_{50}Mn_{50}$ ПОСЛЕ ЕСТЕСТВЕННОГО СТАРЕНИЯ	277
Бессонова О. В., Олифиренко И. А., Осколкова Т. Н. ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА КАЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ ЗАЭВТЕКТОИДНОГО СОСТАВА	281
Бояркин А. С. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ И ПАРАМЕТРОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ПРОЦЕССЫ ВЫДЕЛЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ФАЗ В ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ПСЕВДО-α КЛАССА	286
Буров В. Г., Батаев В. А., Дробяз Е. А., Тюрин А. Г. НАПЛАВКА МЕТАЛЛСОДЕРЖАЩИХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ НА СТАЛЬ, ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ И ПУТИ ИХ ИСКЛЮЧЕНИЯ	292
Витошкин И. Е. МЕТОДИКА ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	298
Данилов А. С. ВЛИЯНИЕ ТИПА ЛЕГИРУЮЩЕГО ЭЛЕМЕНТА НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ $Ti(Al_{1-x}Me_x)_3$, ГДЕ Me = Cr, Mn, Fe, Ni, Cu	302
Дударева А. А., Эмурлаев К. И. ФОРМИРОВАНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ СЛОЕВ, СОДЕРЖАЩИХ Ti, Al И B, НА АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ	306
Зорина М. А., Яркова С. Д., Никонова С. В. КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	309
Малофеев С. С., Зуйко И. С., Миронов С. Ю., Кайбышев Р. О. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ АЛЮМИНИЙ-МАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА, ПОЛУЧЕННОГО ОБРАБОТКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	315
Кащенко Н. М., Кащенко М. П., Чащина В. Г. О ПРИЧИНАХ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДОВ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СТАЛЯХ И ЖЕЛЕЗОНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ	320
Луговая К. И., Петрова А. О., Нарыгина И. В., Попов А. А., Бояркин А. С. РАСПАД ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА И ОБРАЗОВАНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ ФАЗ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА	326
Окишев К. Ю., Верховых А. В., Мирзоев А. А. АТОМЫ УГЛЕРОДА В СТРУКТУРЕ ЦЕМЕНТИТА	331

Петраков В. А., Куксгаузен Д. А. ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ ОТ ОРИЕНТАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО НЕЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА FeNiCoAlTa	337
Пешков Я. А., Ивков С. А., Бузов И. С., Керсновский Е. С., Польшин И. В., Чукавин А. И., Ситников А. В., Юраков Ю. А., Барков К. А. МОРФОЛОГИЯ ТОНКИХ ПЛЁНОК СПЛАВА ПСЕВДО-ГЕЙСЛЕРА Fe_xSi_{1-x}	342
Редикульцев А. А., Лобанов М. Л., Зорина М. А. ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ В ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ С РАЗЛИЧНЫМИ ТИПАМИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ	346
Рыжакова В. Г., Ефтифеева А. С., Янушоните Э. И., Фаткуллин И. Д., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И. СВЕРХЭЛАСТИЧНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ОДНОКРАТНЫХ И МНОГОКРАТНЫХ ЦИКЛАХ НАГРУЗКА-РАЗГРУЗКА МОНОКРИСТАЛЛОВ $Co_{35}Ni_{35}Al_{28}Fe_2$	352
Свирид А. Э., Пушин В. Г., Куранова Н. Н., Попов Н. А. ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Zn	357
Стешенко И. Д., Панченко Е. Ю., Суриков Н. Ю., Янушоните Э. И. ВЛИЯНИЕ ТЕРОМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВАХ $(Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27})_{99,7}B_{0,3}$ С РАЗЛИЧНЫМ МЕТОДОМ ЛЕГИРОВАНИЯ	362
Юрченко Н. Ю., Кочура Е. Г., Миронцов В. В. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА СТАБИЛЬНОСТЬ ОЦК+B2 СТРУКТУРЫ В ТУГОПЛАВКИХ КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНЫХ СПЛАВАХ	367
СЕКЦИЯ 5. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	
Альсаймари Н. М., Хотинов В. А., Степанов С. И. АНИЗОТРОПИЯ МОДУЛЯ ЮНГА И ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ В ТРУБОПРОВОДЕ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА ИЗ СТАЛИ 05ХГФБТ	373
Баклушина И. В., Громов В. Е., Иванов Ю. Ф., Литовченко И. Ю. ФАЗОВЫЙ И МИКРОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ МОЛИБДЕНОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ОТПУСКА	378
Дмитриева В. К., Попова Н. А., Громов В. Е., Иванов Ю. Ф., Литовченко И. Ю., Порфирьев М. А., Джемела П. В. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ГОЛОВКЕ РЕЛЬСОВ ИЗ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ	382
Зуева С. Н. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ДЕФОРМИРОВАННОЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА МЕТОДОМ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНОРАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ	386

Калиненко А. А., Никитин И. С., Мишнев Р. В., Малофеев С. С., Дудова Н. Р., Миронов С. Ю. МИКРОСТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ 10%CR СТАЛИ	391
Кузнецов В. П., Муканов Г. Ж. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ В ПРУТКАХ БИОИНЕРТНОГО СПЛАВА TI-39NB-7ZR ПРИ РОТАЦИОННОЙ КОВКЕ	395
Куприянова О. А. ОЦЕНКА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НОВОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ХЛАДОСТОЙКОЙ СТАЛИ	401
Неустроева Н. Н., Карпеева М. А., Ниговий А. С. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ СВАРКИ	404
Станкевич С. В., Котов Д. И. ИЗНАШИВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА В УСЛОВИЯХ СУХОГО ТРЕНИЯ С ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕМ	407
Сундеев Р. В., Шалимова А. В., Рогачев С. О. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	411
Сухова М. Р., Каманцев И. С., Салихянов Д. Р., Швейкин В. П. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ПРИ ПРОКАТКЕ В КОМПОЗИТНОЙ ОБОЛОЧКЕ	415
Ткачук А. В., Хотинов В. А. СОПОСТАВЛЕНИЕ КРИВЫХ НА РАСТЯЖЕНИЕ И УДАРНЫЙ ИЗГИБ ДЛЯ ОЦЕНКИ ОХРУПЧИВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ СТАЛИ 20Х13	419
Худорожкова Ю. В., Буров С. В., Поволоцкая А. М., Вичужанин Д. И., Горулева Л. С. ВЛИЯНИЕ СТАДИЙ СТАТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 09Г2С	423
Шаркеев Ю. П., Ерошенко А. Ю., Лугинин Н. А. УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРН ИСТЫЕ СОСТОЯНИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ТИТАНОВЫХ БИОИНЕРТНЫХ И МАГНИЕВЫХ РЕЗОРБИРУЕМЫХ СПЛАВАХ	429
СЕКЦИЯ 6. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ	
Борисов С. И., Ткачёв Е. С., Никитин И. С., Кайбышев Р. О. ПОВЫШЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С 0,33С ПРИ ОБРАБОТКЕ ЗАКАЛКА–РАСПРЕДЕЛЕНИЕ–ОТПУСК	434
Бражников И. С., Федосеева А. Э. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ 12%CR СТАЛИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	438
Худорожкова Ю. В., Буров С. В. ПРАКТИКА СНИЖЕНИЯ ПОВОДОК ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ ЛЕЗВИЙНОГО ИНСТРУМЕНТА	442

Маликов А. Г., Витошкин И. Е., Миронова М. И., Карпов Е. В., Захарченко К. В., Купер К. Э. ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПОСТ ОБРАБОТКИ, ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ	447
Насенник И. Е., Батаев И. А. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $ZR_{35}HF_{17,5}TI_{5,5}AL_{12,5}CO_{7,5}NI_{12}CU_{10}$	452
Рябов Г. Д., Рябов Д. Г., Рыжков М. А., Селиванова О. В. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	455
Сартасова А. А., Морозова А. Н., Селиванова О. В., Хотинов В. А. ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ	460
Смирнов И. В., Дитенберг И. А. ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВНУТРЕННЕ-ОКИСЛЕННОГО СПЛАВА V–W–Cr–Zr	465
Трекин Г. Е., Сафонов Е. Н. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ 3D НАПЛАВКИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОМУ ОТЖИГУ	468
Чапайкин А. С., Романов Д. А., Громов В. Е. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАПЛАВКИ Р18Ю ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	472
СЕКЦИЯ 7. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ И ПОВЕРХНОСТНАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	
Кузнецов В. П., Воронцов И. А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛИ AISI 420 ЛЕГИРОВАНИЕМ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫМ МАТЕРИАЛОМ WC-CO В ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	477
Муль Д. О., Гренгрос А. В. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКОЙ САМОФЛЮСУЮЩЕГОСЯ ПОРОШКА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И ХРОМА	481
Корелин А. В., Кузнецов В. П., Параскивая Е. О. ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 20Х КОМБИНИРОВАННОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ И ПОВЕРХНОСТНОЙ МЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТКОЙ	486
Малютина Ю. Н., Овдина Д. С. ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ СЛОЕВ СИСТЕМЫ NI-CR-MO-TI НА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	490
Ткачёв М. С., Ткачёв Е. С., Бодякова А. И., Миронов С. Ю. ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА CU-CR-ZR-Y	492

СЕКЦИЯ 8. НОВЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ (ВКЛЮЧАЯ МЕТОДЫ, ОСНОВАННЫЕ НА СИНХРОТРОННОМ ИЗЛУЧЕНИИ)	
Александрова Н. С. ИССЛЕДОВАНИЕ КУБИЧЕСКОГО ТРИАЛЮМИНИДА ТИТАНА В СОСТАВЕ ДИФФУЗИОННЫХ ПАР $TiAl_3$-Me (Me = Cr, Mn, Fe, Ni, Cu)	497
Керсновский Е. С., Польшин И. В., Ивков С. А., Никонов А. Е., Ситников А. В., Барков К. А. АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПЛЕНОК Cu_xSi_{1-X} МЕТОДОМ УЛЬТРАМЯГКОЙ РЕНТГЕНОВСКОЙ ЭМИССИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ	501
Полевой Е. В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ПАРАМЕТРОВ ПРОИЗВОДСТВА НА СТРУКТУРУ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДОВ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКЦИИ	506
Сарычев В. Д., Громов В. Е., Котов В. М., Сарычев Д. В. МЕХАНИЗМ И МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ	511
Эмурлаев К. И. ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ИЗНОСА: КОМПЛЕКСНЫЙ АНАЛИЗ ТРЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	516
СЕКЦИЯ 9. ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ	
Лазуренко Д. В., Довженко Г. Д., Александрова Н. С., Домаров Е. В. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ДЛЯ ИНТЕРПРЕТАЦИИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ	521
Ризницкий А. Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ β – ТИТАНА МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	525
Сацкий Д. Д., Редикульцев А. А., Лобанов М. Л. МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ЧАСТИЦ AlN В ПОЛОСЕ ТЕХНИЧЕСКОГО СПЛАВА Fe-3%Si ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ОТЖИГЕ	529
Чепелева Е. В. МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕОБРАЗОВАНИЙ В ОБЪЕМНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ ZR35HF17,5TI5,5AL12,5CO7,5NI12CU10 ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ	535

Для заметок

Научное издание

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИЧЕСКОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

ACTUAL PROBLEMS OF THE PHYSICAL METALLURGY OF STEELS AND ALLOYS

Сборник статей конференции

XXVIII Международной научно-технической
Уральской школы металловедов-термистов
(Новосибирск, 02–06 февраля 2026 г.)

посвящается 100-летию со дня рождения Леонида Иннокентьевича Тушинского – основателя школы материаловедения в НЭТИ

В авторской редакции

Подписано в печать 27.01.2026. Формат 70×100 1/16.
Бумага офсетная. Тираж 20 экз. Уч.-изд. л. 44,5. Печ. л. 34,5.
Изд. № 14. Заказ № 40.

Отпечатано в типографии
Новосибирского государственного технического университета
630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20.