

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКИЙ
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ ПЕТРА ВЕЛИКОГО

СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ,
ПЕРЕДОВЫЕ
ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ
ТЕХНОЛОГИИ
И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ НИХ
(СМПШТО–2023)

Сборник тезисов докладов
Международной научной конференции

30 июня – 2 июля 2023 года

Санкт-Петербург



ПОЛИТЕХ-ПРЕСС

Санкт-Петербургский
политехнический университет
Петра Великого

Санкт-Петербург

2023

УДК 544;546;541;669;66.083;621
С56

Рецензент – доктор физико-математических наук, профессор
Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого
В. В. Кораблев

Современные материалы, передовые производственные технологии и оборудование для них (СМПШТО–2023) : сборник тезисов докладов Международной научной конференции, 30 июня – 2 июля 2023 г., С.-Петербург. – СПб. : ПОЛИТЕХ-ПРЕСС, 2023. – 109 с.

В Санкт-Петербургском политехническом университете Петра Великого 30 июня – 2 июля 2023 года проводилась Международная научная конференция «Современные материалы, передовые производственные технологии и оборудование для них» (СМПШТО–2023). В мероприятии принимали участие видные научные деятели, а также молодые ученые, аспиранты и студенты в области материаловедения, термомеханической обработки металлов, аддитивных и сварочных технологий. На конференции проводилось обсуждение современных достижений науки и техники в области разработки методов получения новых металлических, керамических и композиционных материалов, проектирования технологического оборудования и новых подходов для решения актуальных инженерных задач.

Тематически конференция включала в себя секции:

- «Аддитивные технологии»;
- «Сварка и родственные технологии»;
- «Материаловедение и термомеханическая обработка металлов»;
- «Технология получения порошковых, композиционных материалов и покрытий»;
- «Технологические процессы пластической обработки»;
- «Теория и моделирование металлургических процессов»;
- «Оборудование, автоматизация и роботизация металлургических производств»;
- «Актуальные вопросы импортозамещения».

ISBN 978-5-7422-8192-4

© Санкт-Петербургский политехнический
университет Петра Великого, 2023

СЕКЦИЯ АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

АДДИТИВНЫЕ И ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СПБПУ

Ануфриев Д.¹, Ларин М. В.¹, Тярин Я. И.¹, Кузнецов М. В.^{1*}, Попович А. А.¹

¹Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

* e-mail: kuznetsov_mich@mail.ru

Внедрение передовых технологий в промышленность является актуальным, перспективным и необходимым фактором технического развития государства. Одним из направлений бурно развивающимся в последние десятилетия являются лазерные технологии. В рамках данного направления в СПбПУ ведутся активные работы исследовательского и производственного характера. Сотрудники НИЛ «Лазерные и аддитивные технологии» НОЦ «Конструкционные и функциональные материалы» ИММиТ СПбПУ активно участвуют в развитии лазерных технологий по следующим технологическим направлениям: прямое лазерное выращивание, лазерная наплавка (восстановление геометрии и нанесение функциональных покрытий), лазерное поверхностное упрочнение, лазерная сварка и лазерно-дуговая сварка. В рамках данных технологических направлений осуществляется деятельность по обучению студентов, проведению курсов повышения квалификации для сотрудников предприятий реального сектора экономики, проведение работ исследовательского, технологического и производственного характера, а также изготовление комплексов «под ключ» (разработка и передача технологического процесса, обучение сотрудников Заказчика, пуско-наладка и сопровождение).

В рамках образовательной деятельности осуществляются курсы повышения квалификации:

1. Основы проектирования и технологии прямого лазерного выращивания
2. Технологические основы технологии восстановления и модификации поверхности
3. Технологические основы лазерных сварочных технологий
4. Основы программирования технологических комплексов
5. Основы проектирования и создания управляющих программ для реализации процесса прямого лазерного выращивания в автоматизированных системах

При выполнении научно-исследовательской, технологической и производственной деятельности используется современное исследовательское оборудование сертифицированных лабораторий СПбПУ.

В рамках направления по изготовлению технологических комплексов прямого лазерного выращивания и лазерной наплавки на данном этапе осуществляются работы по разработке и изготовлению стационарных и мобильных комплексов (рисунок 1), технические характеристики базовых моделей технологических комплексов представлены в таблице 1.

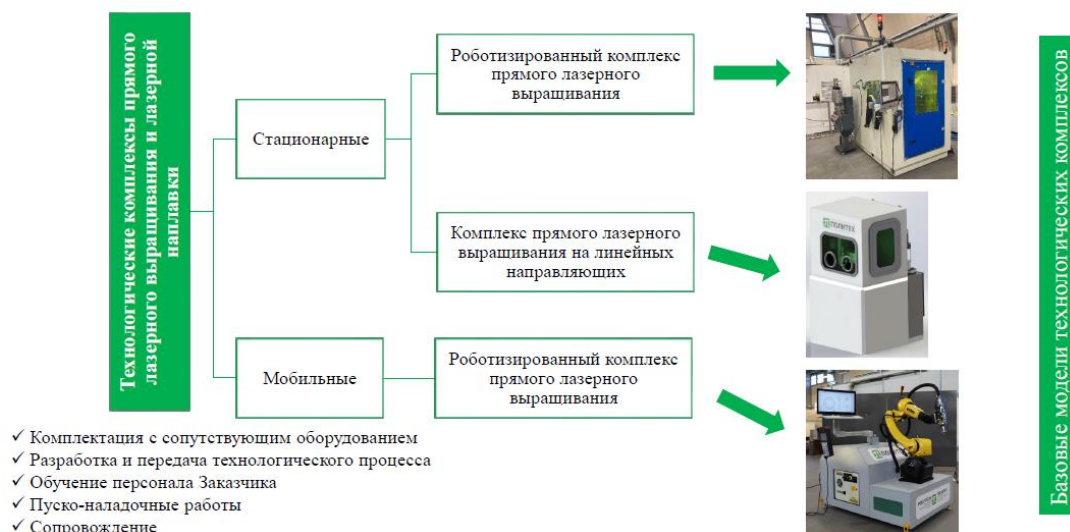


Рисунок 1 – Серия технологических комплексов прямого лазерного выращивания

Таблица 1 – Технические характеристики базовых технологических комплексов

Техническая характеристика	Роботизированный комплекс прямого лазерного выращивания	Комплекс прямого лазерного выращивания на линейных направляющих	Мобильный комплекс
Система перемещения	Робот M-20iA+2x осевой позиционер (Fanuc)	Линейные направляющие	M-10iD/12 + дополнительная ось (Fanuc)
Источник лазерного излучения	Иттербиевый волоконный лазер мощностью 3 кВт	Иттербиевый волоконный лазер мощностью 1 кВт	Иттербиевый волоконный лазер мощностью 3 кВт
Наличие контролируемой атмосферы	+	+	-
Количество колб	2	2	2
Габаритные размеры комплекса, мм	2000x2000x2000	1300x1500x1200	1600x1600x1800
Габаритные размеры камеры, мм	2000x1500x2000	1200x1000x1100	-
Габаритные размеры обрабатываемого изделия, мм	1000x1000x500 (1500 без позиционера)	300x300x300	Вылет робота 1440
Наплавляемый материал	Fe, Ni, Ti, Cr, Co, Cu, Al, ВЭСы, МКМы, ФГМ	на основе Fe, Ni, Ti, Cr, Co, Cu, Al, ВЭСы, МКМы, ФГМ	на основе Fe, Ni, Cr, Co, ВЭСы, МКМы, ФГМ
Производительность, кг/час	1	0,5	1
Основное предназначение	Прямое лазерное выращивание	Прямое лазерное выращивание	Лазерная наплавка

Также возможны изменения по комплектации технологического комплекса в зависимости от задач заказчика. Технологические комплексы изготавливаются по всем технологическим направлениям.

ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО ГАММА-СПЛАВА, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Полозов И. А.¹, Грачева А. М.^{1,*}, Попович А.А.¹

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

* e-mail: gracheva.am@mail.ru

Интерметаллические сплавы на основе алюминиды титана представляют большой интерес для авиационной и аэрокосмической промышленности в связи с их высокой удельной

прочностью, жаростойкостью и возможностью заменять более тяжелые сплавы [1]. При этом традиционные методы изготовления изделий имеют ряд сложностей, которые решаются путем применения аддитивных технологий, позволяющих создавать изделия со сложными геометриями [2]. Однако в процессе аддитивного построения возникают дефекты, связанные с низкой пластичностью и плохой свариваемостью сплавов на базе алюминидов титана. В отличие от традиционных методов, производство аддитивными методами характеризуется более высокими скоростями охлаждения. Уменьшить термические напряжения можно, благодаря подбору режимов печати. Одним из основных параметров, позволяющих предотвратить образование трещин, является температура подогрева подложки. В последнее время повышенное внимание уделяется легированию сплавов на основе γ -TiAl β -стабилизирующими элементами, поскольку это может эффективно улучшить пластичность при комнатной температуре [3].

В данной работе было проведено исследование влияния содержания меди на конечную структуру жаропрочного интерметаллидного титанового гамма-сплава, получаемую методом селективного лазерного плавления. К исходному сферическому порошку гамма-сплава с номинальным составом Ti-32Al-2V-3Nb-2Cr-0,4Gd (вес. %), был добавлен порошок меди (чистота 99,5 %) со средним размером частиц 30 мкм. Содержание меди в порошковых смесях было 2, 4 и 6 вес. %, перемешивание производилось в течение 12 часов в гравитационном смесителе. Для изготовления образцов из полученных порошков использовали установку AconityMIDI (Aconity GbmH). Технологическая камера непрерывно заполнялась аргоном высокой чистоты, а подложка была предварительно разогретой до заданной температуры. После завершения процесса платформа и образцы охлаждались до комнатной температуры со скоростью охлаждения примерно 5 °C/мин. Исследованы микроструктура и микротвердость образцов в зависимости от содержания меди.

Исследование микроструктуры в результате *in situ* легирования показало, что в процессе лазерной обработки произошло растворение меди в материале. В исходном состоянии микроструктура состоит из субмикронных γ/α_2 -колоний. Также видны наноразмерные оксидные соединения гадолиния. С увеличением количества меди, которая является β -стабилизатором, в сплаве увеличивается количество остаточной β -фазы, которая согласно результатам EDX, обогащена медью по сравнению с другими фазами сплава. Остаточная β -фаза преимущественно расположена между колониями γ/α_2 -фаз. При этом с увеличением содержания меди в исходной порошковой смеси наблюдается изменение толщины γ/α_2 -ламель. С увеличением количества меди в исходной порошковой смеси, сначала снижается, а затем повышается микротвердость. Так при 2 вес. % средняя

микротвердость снижается до 332,05 HV, в отличие от чистого сплава – 389,2 HV, а при 6 вес.% средняя микротвердость повышается почти до исходного значения 382,14 HV

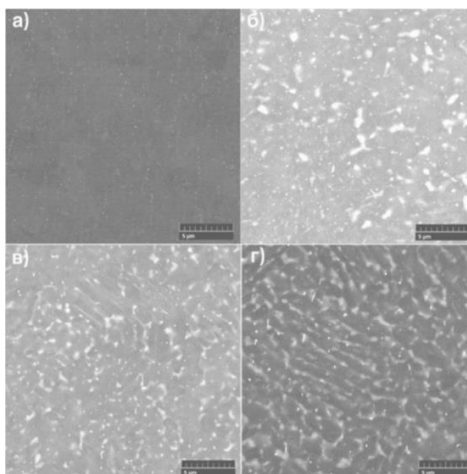


Рис. 1 – Изображения микроструктуры образцов при содержании меди а) 0, б) 2, в) 4, г) 6, вес. %

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30004, <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>

Библиографический список

1. J. Kumpfert, Intermetallic Alloys Based on Orthorhombic Titanium Aluminide, Adv. Eng. Mater. 3 (2001) 851. doi:10.1002/1527-2648(200111)3:11<851::AID-ADEM851>3.0.CO;2-G.
2. Y. HE, R. HU, W. LUO, T. HE, Y. LAI, Y. DU, X. LIU, Microstructural evolution and creep deformation behavior of novel Ti–22Al–25Nb–1Mo–1V–1Zr–0.2Si (at.%) orthorhombic alloy, Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 29 (2019) 313–321. doi:10.1016/S1003-6326(19)64941-1.
3. J.D. Shi, Z.J. Pu, Z.Y. Zhong, D.X. Zou, Scr. Metall. Mater. 27 (1992) 1331–1336.

АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В МЕДИЦИНЕ: ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПРОТЕЗИРОВАНИЯ

Абдрахманова А.Э.*, Сотов А.В., Зайцев А.И., Абанина Д.Д., Попович А.А.
Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург,
Россия

* e-mail: abdrahmanova.an@yandex.ru

Аддитивное производство (АП) находит все больше применений, требующих персонализированный подход, получение сложных геометрических структур и минимальное время от разработки до готового изделия.

Недавние разработки [1-4] 3D-печатных функционально-градиентных полимерных материалов (ФГПМ) демонстрируют растущий потенциал в области создания изделий с переменной жесткостью и адаптации формы. Эта возможность обеспечивает широкий спектр применений для персонализированных медицинских устройств. Применение ФГПМ при проектировании конструкций гильз протезов позволяет обеспечить лучшую адаптивность и индивидуализацию для людей с ампутированными нижними конечностями [5]. Данный подход основан на том, что у большинства пациентов культя конечности со временем может изменяться в объеме и форме. Протез должен быть жестким и плотно прилегающим для

обеспечения передачи больших усилий (например, при ходьбе или подъёме тяжелых предметов), но также он должен оставаться мягким и амортизирующим для минимизации дискомфорта. Данную проблему решают путём внедрения функционально-градиентных структур, полученных методами АП, а именно добавление сетчатых структур в конструкцию протеза [1-2] использование мультиматериальной печати [3], а также полимеров с эффектом памяти формы (ЭПФ) [4].

Так в работе [2] учёные из университета Великобритании разрабатывают проект индивидуального протеза для детей с возможностью адаптации к росту конечностей за счёт добавления в конструкцию комбинации ауксетических структур (рисунок 1, а). Другой подход при создании протезов представлен в работе [3], авторы для получения персонализированной гильзы на основе геометрии остаточной конечности использовали технологию мультиматериальной печати, где был использован полимер PLA с разной плотностью заполнения для твердых зон и резиновый материал для мягких зон (рисунок 1, б). Следующий подход основан на применении в конструкции протезов умных полимерных материалов. Так авторы исследования [4] использовали концепцию слоя с переменной жесткостью, изготовленного из термочувствительного полимера PLA с ЭПФ. При нагревании полимер становится мягким и может адаптироваться к форме остаточной конечности, а при охлаждении промежуточный слой становится жестким и стабильным сохраняя при этом адаптированную форму (рисунок 1, в). Полученный промежуточный слой создает значительно более низкие нагрузки как на кость, так и на ткань ампутированной конечности.

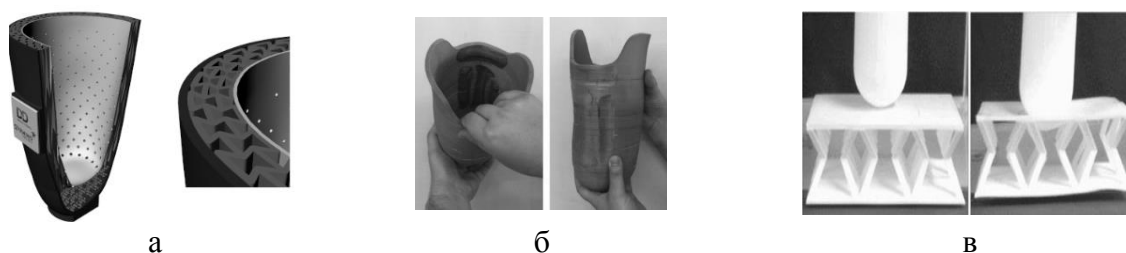


Рисунок 1 – 3D-печатные ФГПМ для разработки гильз протезов: а – комбинация ауксетических структур; б – мультиматериальная печать; в – концепция слоя с переменной жесткостью из полимера с ЭПФ

Таким образом в данной работе продемонстрирована новая концепция создания протезов нижних конечностей, основанная на использовании ФГПМ, полученных методами АП. Протез, разработанный с применением данной концепции, позволяет значительно уменьшить ряд трудностей пациента при его использовании, включая неудобную посадку, дискомфорт и низкую адаптивность, тем самым повышая качество жизни людей с ампутированной конечностью.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 23-79-30004, <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>

Библиографический список

1. Электронный ресурс – URL: <https://www.additiveamerica.com/> (дата обращения: 15.03.2023)
2. Электронный ресурс – URL: <https://www.lboro.ac.uk/departments/meme/research/research-projects/ideal-material-structure-interface/> (дата обращения: 02.03.2023)
3. Comotti C. et al. Multi-material design and 3D printing method of lower limb prosthetic sockets //Proceedings of the 3rd 2015 workshop on ICTs for improving patients rehabilitation research techniques. – 2015. – С. 42-45.
4. Pourfarzaneh, Afonso, et al. "Towards adaptive prosthetic sockets using 3D-printed variable-stiffness shape-memory structures." *2019 2nd IEEE International Conference on Soft Robotics (RoboSoft)*. IEEE, 2019.
5. A. Lendlein, M. Behl, B. Hiebl, and C. Wischke, "Shape-memory polymers as a technology platform for biomedical applications," *Expert Rev. Med. Devices*, vol. 7, no. 3, pp. 357–379, 2010.

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕМ СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Борисов Е. В.^{1*}, Стариков К. А.¹, Попович А.А.¹

¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия*

** e-mail: evgenii.borisov@icloud.com*

В данной работе проведено исследование формирования структуры в процессе селективного лазерного плавления жаропрочного никелевого сплава. Технология селективного лазерного плавления нашла применение в таких областях, как медицина и аэрокосмическая промышленность, поскольку в этих областях существует потребность в деталях сложной формы [1-3]. Процессы формирования структуры в процессе селективного лазерного плавления значительно отличаются от традиционных технологий [4-5]. Таким образом, целью данной работы было определение возможных путей формирования эпитаксиального роста кристаллов в процессе селективного лазерного плавления для создания направленной структуры. В данной работе, в отличие от других, нагрев рабочей зоны использовался как дополнительный параметр для изменения условий охлаждения детали и, как следствие, условий кристаллизации.

Повышение температуры нагрева рабочей зоны приводит к снижению интенсивности теплоотвода. Это приводит к тому, что ванна расплава, по-видимому, застывает медленнее и из-за меньшего переохлаждения рост кристаллов замедляется. Измерения показали, что средний размер ячеек при толщине слоя 100 мкм (с подогревом) составляет около 3-6 мкм (рисунок 1). При этом в образовавшейся структуре наблюдаются более вытянутые зерна (длиной до 4-5 мм), в отличие от случая без использования подогрева (с длиной зерна до 1,5 мм), что свидетельствует об увеличении тенденции к продолжению роста старых зерен и уменьшении образования новых. Если новое зерно ориентировано вдоль направления выращивания (в случае никелевых сплавов это ориентация $\langle 001 \rangle$), то его рост будет продолжаться. В противном случае оно будет вытеснено конкурентным ростом соседних

зерен. Хорошо видна зависимость твердости от используемых режимов изготовления образцов. В образцах с малым размером зерна (изготовленных с использованием толщины слоя 50 мкм) твердость наибольшая. С увеличением толщины слоя, а затем и с добавлением подогрева, значение твердости уменьшается. Это хорошо согласуется с законом Холла-Петча. Таким образом, показано, что добавление нагрева до 800°C влияет на механические свойства образцов.

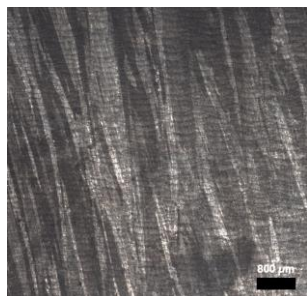


Рисунок 1 Микроструктура образца, изготовленного методом СЛП с толщиной слоя 100 с подогревом 800°C

Результаты измерений твердости полученных образцов приведены в таблице 1.

Таблица 1 Результаты измерений микротвердости HV1

Толщина слоя, подогрев	Твердость HV1
50 мкм, без подогрева	335 ±10
100 мкм, без подогрева	287 ±8
100 мкм, с подогревом	279 ±9

Библиографический список

1. Frazier, William E. "Metal Additive Manufacturing: A Review." *Journal Of Materials Engineering And Performance* 2014. vol.23, no.6, pp. 1917-1928.
2. Uriondo, Adrián, Manuel Esperon-Miguez, And Suresh Perinpanayagam. "The Present And Future Of Additive Manufacturing In The Aerospace Sector: A Review Of Important Aspects." *Proceedings Of The Institution Of Mechanical Engineers, Part G: Journal Of Aerospace Engineering* 2015. vol.229, no.11, pp. 2132-2147.
3. Popovich, A. A., Et Al. "Use Of Additive Techniques For Preparing Individual Components Of Titanium Alloy Joint Endoprostheses." *Biomedical Engineering* 2016. vol. 50, no.3, pp.202-205.
4. Popovich, A. A., Et Al. "Anisotropy Of Mechanical Properties Of Products Manufactured Using Selective Laser Melting Of Powdered Materials." *Russian Journal Of Non-Ferrous Metals* 2017. vol. 58, no.4, pp. 389-395.
5. *Superalloys II: High-temperature materials for aerospace and industrial plants (in russian)*. Moscow: Metallurgy, 1995. - 385 p.

АДДИТИВНОЕ ПРОИЗВОДСТВО НЕПРЕРЫВНО-АРМИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОМЫШЛЕННЫХ РОБОТОВ

Зайцев А.И. *, Сотов А.В., Абдрахманова А.Э., Абанина Д.Д., Попович А.А.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,

Санкт-Петербург, Россия

**e-mail: zaytsev.alexander2011@yandex.ru*

Технологии аддитивного производства (АП) непрерывно-армированных полимерных композиционных материалов (ПКМ) имеют широкий потенциал развития за счет возможности создания композитных изделий с управляемой структурой. Согласно данным, приведенным в

работе [1], среди способов изготовления изделий из ПКМ методами АП, одними из самых распространенных остаются технологии на основе экструзии материала.

На сегодняшний день активно развивается область изготовления изделий из непрерывно-армированных ПКМ с использованием промышленных роботов. Такая схема реализации процесса имеет ряд преимуществ перед традиционными методами 3D-печати на основе экструзии материала. В частности, использование роботов позволяет создавать объемно-армированные управляемые структуры за счет большего количества степеней свободы экструзионной головки, в то время как стандартные решения могут обеспечить армирование изделия в плоскости платформы построения. Кроме того, роботизированные 3D-принтеры способны печатать крупногабаритные изделия, в отличие от классических способов 3D-печати на основе экструзии материала [2].

Стоит отметить, что в настоящее время процессы 3D-печати на основе экструзии ПКМ не имеют единых стандартов, что усложняет процесс внедрения и использования данных технологий. Так, сотрудниками Мюнхенского технического университета была проведена работа по созданию концепции категоризации процессов 3D-печати ПКМ с непрерывными волокнами [3]. Сложность данной работы во многом заключалась в особенностях реализации процессов 3D-печати разными компаниями. На рисунке 1 представлены наиболее распространенные схемы реализации процесса 3D-печати непрерывно-армированных ПКМ. Одной из отличительных особенностей представленных схем является использование различных способов подачи армирующего компонента и его дальнейшего осаждения.

Таким образом, технологии 3D-печати, основанные на *in-situ* пропитке, коэкструзии и экструзии препрега, а также поточной пропитке используют армирующий материал в форме жгутов с последующей экструзией через сопло головки. Так, компания Continuous Composites (США) использует схему *in-situ* пропитки сухих волокон с последующим отверждением слоев УФ излучением. В свою очередь, компании Anisoprint (Люксембург) и Mantis Composites (США) в качестве исходного материала используют препреги с последующим осаждением слоев путем нагрева полимерного компонента. В отличие от вышеописанных способов 3D-печати непрерывно-армированных ПКМ, в технологии *in-situ* консолидации в качестве исходного армирующего материала используется препрег в форме ленты, пропитанный термопластом. Процесс осаждения осуществляется путем нагрева внешним источником тепла с последующим уплотнением прижимным роликом для улучшения адгезии к матрице. Данная технология активно используется компаниями AREVO (США) и Electroimpact (США) при создании изделий из ПКМ.

Анализ литературы в области АП непрерывно-армированных ПКМ с использованием промышленных роботов показывает актуальность данного направления. Преимущества

использования роботов заключаются в возможности изготовления объемно-армированных изделий, а также в возможности производства 3D-принтеров для изготовления крупногабаритных изделий.

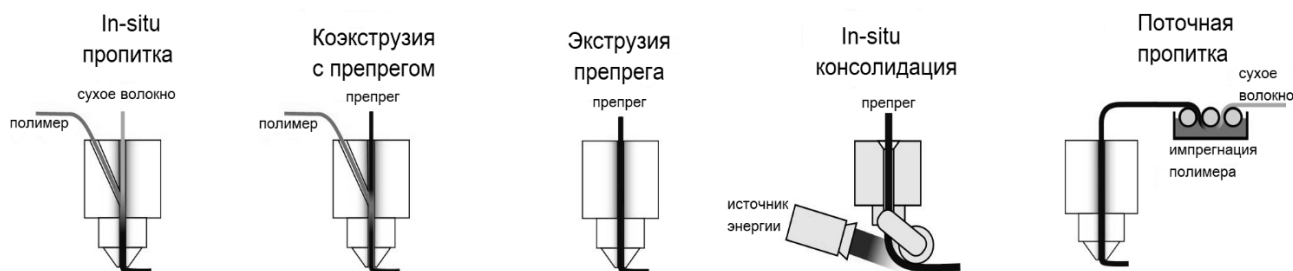


Рисунок 1 - Схемы реализации процесса 3D-печати непрерывно-армированных ПКМ [3]

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 23-79-30004, <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

Библиографический список

1. Safari F, Kami A, Abedini V. 3D printing of continuous fiber reinforced composites: A review of the processing, pre- and post-processing effects on mechanical properties. *Polymers and Polymer Composites*. 2022;30. doi:10.1177/09673911221098734.
2. Электронный ресурс – URL: <https://3dprint.com/296936/cead-unveils-36-meter-long-3d-printer-for-abudhabis-al-seer-marine/> (дата обращения: 25.04.23).
3. Электронный ресурс – URL: <https://www.compositesworld.com/articles/3d-printing-with-continuous-fiber-a-landscape> (дата обращения: 26.04.23).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА ЧАСТИЦ TiC НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА INCONEL 718 / TiC, ИЗГОТОВЛЕННОГО С ПРИМЕНЕНИЕМ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ СТРУЙНОГО НАНЕСЕНИЯ СВЯЗУЮЩЕГО

Борисов А. Н.^{1*}, Суфияров В.Ш.¹

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

* e-mail: brsvrtm@mail.ru

Inconel 718 – это суперсплав на основе никеля, который благодаря своим превосходным свойствам ползучести, а также стойкости к окислению и коррозии широко используется для высокотемпературных применений. Повышение механических свойств суперсплавов является неотъемлемой частью изготовления деталей, работающих в условиях высоких температур. Помимо комплексной термической обработки, способствующей образованию интерметаллических соединений в матрице, одним из путей решения данного вопроса может быть создание металломатричных композитов (ММК) на основе суперсплавов.

Технология струйного нанесения связующего (Binder Jetting, BJ), являющаяся перспективной и набирающая популярность последние несколько лет [1–4], в настоящее время недостаточно изучена с точки зрения изготовления металлических изделий относительно

других аддитивных технологий, таких как селективное лазерное плавление (SLM), электронно-лучевая плавка (EBM) и прямое лазерное выращивание (DED/DLD) [5].

В настоящей работе технологией ВJ были изготовлены ММК путем добавления 1 масс.% TiC в матрицу из суперсплава Inconel 718. Для исследования влияния размера частиц TiC на микроструктуру и механические свойства полученного ММК были изготовлены образцы, маркируемые следующим образом: 718 – Inconel 718, 718М – с добавлением микронного TiC, 718Н – наноразмерного TiC. Изготовленные технологией ВJ грин-модели были спечены в вакууме при температуре 1290°C, после чего с целью дополнительного упрочнения образцов было использовано горячее изостатическое прессование (ГИП) и комплексная термическая обработка (ТО), включающая отжиг и старение.

Исследование микроструктуры с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) показало, что в образце 718М частицы микро-TiC были равномерно распределены в матрице, а поры практически отсутствовали. Выделившаяся в результате ТО фаза MC располагалась главным образом по границам зерен и вблизи частиц микро-TiC. В образце 718Н по границам не спекшихся частиц порошка матрицы наблюдались сегрегации нано-частиц TiC, что, вероятно, стало причиной возникновения большого количества пор.

Испытания на растяжение образцов проводились при комнатной температуре. Кривые напряженно-деформированного состояния представлены на рисунке 1.

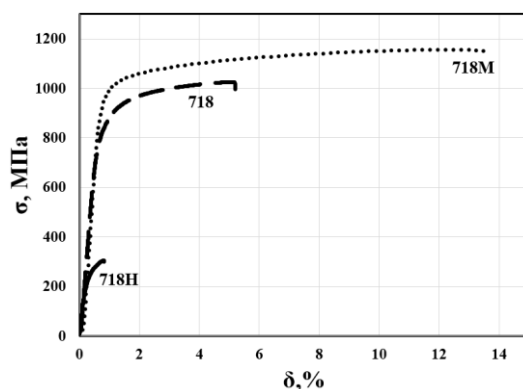


Рисунок 1 – Кривые напряженно-деформированного состояния для образцов, испытанных на растяжение при комнатной температуре

В образце 718М наблюдалось повышение предела текучести на 14%, предела прочности на 13% и увеличение относительного удлинения на 62% в сравнении с образцом 718. Испытание образцов 718Н показали, что добавление в матрицу частиц нано-TiC не позволяет обеспечить достойный уровень механических свойств.

Таким образом, введение в матрицу из Inconel 718 1 масс.% микро-TiC позволило значительно повысить его механические свойства, чего нельзя сказать о добавлении 1 масс.% нано-TiC, частицы которого равномерно располагались на поверхностях частиц порошка

Inconel 718, что приводило к плохому спеканию и, в результате, низким механическим свойствам.

Библиографический список

1. Nandwana P. et al. Powder bed binder jet 3D printing of Inconel 718: Densification, microstructural evolution and challenges☆ // Curr. Opin. Solid State Mater. Sci. Elsevier Ltd, 2017. Vol. 21, № 4. P. 207–218.
2. Polozov I., Sufiiarov V., Shamshurin A. Synthesis of titanium orthorhombic alloy using binder jetting additive manufacturing // Mater. Lett. Elsevier B.V., 2019. Vol. 243. P. 88–91.
3. Sufiiarov V. et al. Binder jetting additive manufacturing of 420 stainless steel: Densification during sintering and effect of heat treatment on microstructure and hardness // Mater. Today Proc. Elsevier Ltd., 2019. Vol. 30, № xxxx. P. 592–595.
4. Sufiiarov V. et al. Structure and properties of barium titanate lead-free piezoceramic manufactured by binder jetting process // Materials (Basel). 2021. Vol. 14, № 16.
5. Jia Q., Gu D. Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties // J. Alloys Compd. Elsevier B.V., 2014. Vol. 585. P. 713–721.

ОСОБЕННОСТИ АДАПТАЦИИ ДУГОВЫХ СВАРОЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ЦЕЛЕЙ АДДИТИВНОГО СИНТЕЗА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Коротеев А.О.* , Шукан Н.М., Коротеева А.А.

*Межгосударственное образовательное учреждение высшего образования
Белорусско-Российский университет, Могилев, Республика Беларусь*

**e-mail: karatseyeu_artur@fastmail.com*

Перспективным и активно развивающимся способом изготовления металлоконструкций и получения новых материалов на сегодняшний день является реализация аддитивных технологий послойного создания изделий, что позволяет не только обеспечить требуемую геометрию с учетом возможностей беспрепятственного проектирования, но и получить требуемый состав и свойства материала. Одним из направлений развития аддитивных технологий применительно к металлическим материалам является дуговая наплавка с использованием проволочных плавящихся присадочных материалов (WAAM). Несмотря на очевидность способа послойной наплавки традиционными дуговыми методами, такая технология длительное время не рассматривалась в качестве перспективной, так как не обладала необходимой точностью формирования наплавленного слоя материала. Поведение жидкой расплавленной ванны большого объема на торце заготовки вызывало существенные отклонения формы и размеров детали. Относительно большая мощность дугового разряда делала способ сложно поддающимся активному контролю. Ситуация изменилась с появлением современных систем высокочастотного цифрового управления сварочными источниками питания, что позволило осуществить управляемый в реальном времени контроль за тепловложением в материал и существенно изменить кинетику его кристаллизации. Это дало новый импульс развития рассматриваемого метода и позволило ему занять конкурентоспособную позицию. Способ при этом не нуждается в дорогостоящем оборудовании и материалах, и позволяет в десятки раз повысить производительность процесса. Дуговая послойная наплавка лишена ряда принципиальных недостатков способа

лазерного сплавления так как позволяет с достаточной надежностью не только переплавить предыдущие слои металла, но и осуществить их контролируемую термообработку за счет регулирования термического цикла и скорости охлаждения.

В то же время необходимо, однако, отметить, что эффективность адаптации дуговых сварочных технологий напрямую связана с разработкой механизмов управления процессами плавления присадочной проволоки и кристаллизацией расплавленной ванны, так как традиционные сварочные задачи направлены на достижение практически противоположных эффектов. В связи с этим прямая адаптация дуговых технологий в большинстве случаев оказывается неэффективной.

В докладе представлены результаты экспериментальных исследований особенностей использования дуговых сварочных технологий с реверсивной подачей присадочной проволоки на базе СМТ Fronius для аддитивного синтеза сплавов системы легирования Al-Si, Al-Mg [1-2]. Установлено, что снижение скорости охлаждения в процессе наплавки и минимизация погонной энергии и тепловложения в материал позволяют не только обеспечить точную геометрию послойно получаемого изделия но и существенно изменить характер формирования микроструктуры материала, что в первую очередь будет определять комплекс эксплуатационных свойств. Металлографический анализ показал мелкодисперсную структуру, существенно отличающуюся от формируемой в более равновесных условиях кристаллизации и охлаждения. По-видимому, благодаря особенностям переноса электродного металла и перехода расплавленной капли в материал наплавки с минимальным значением силы тока, эвтектика Al-Si не успевает полностью выделиться в виде отдельной фазы и кремний, будучи рассредоточенным по телу зерна Al, упрочняет его при сохранении значений пластичности и относительного удлинения получаемого материала [3]. Проведенные механические испытания материала на статическое растяжение и статический изгиб подтвердили повышение механических характеристик на 10-15 % по сравнению с наплавкой традиционным образом. Полученные результаты позволили обосновать выдвинутые ранее механизмы управления микроструктурным состоянием материала для сплавов системы легирования Al-Si. Результаты докладывались на 8-ом Белорусском космическом конгрессе в рамках работы секции на базе института тепло- и массообмена им. Лыкова НАН Республики Беларусь, где была представлена концепция создания ФГМ путем управления микроструктурой и химическим составом. Также продемонстрированы принципиально новые подходы позволяющие выполнять аддитивный синтез в любых пространственных положениях.

Библиографический список

1. Коротеев, А. О. Аддитивная технология создания объемных металлических изделий на основе дуговой сварки с импульсной реверсивной подачей присадочного материала / А. О. Коротеев, В. П. Долячко, В. П. Куликов // Вестник Белорусско-Российского университета : науч.-метод. ж. – 2019. – № 4(65). – С. 15–25.
2. Коротеев, А. О. Аддитивное послойное создание объемных металлических изделий при помощи дуговых сварочных технологий / А. О. Коротеев // Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности : материалы Межд. науч.-техн. конф. молодых ученых / Белорусско-Российский университет. – Могилев, 2019. – С. 92.
3. Коротеев, А. О. Особенности формирования микроструктуры при аддитивной дуговой наплавке материалов системы легирования Al–Si / А. О. Коротеев // Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии : материалы Междунар. науч.-техн. конф. / Белорусско-Российский университет. – Могилев, 2022. – С. 182.

ЛАЗЕРНАЯ НАПЛАВКА КОМПОНЕНТОВ ГАЗОТУРБИННОГО ДВИГАТЕЛЯ MAN ИЗ СУПЕРСПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ И КОБАЛЬТОВОЙ ОСНОВАХ

Проценко В. Г.¹, Кузнецов М. В.^{1*}, Попович А. А.¹

¹Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

*e-mail: kuznetsov_mich@mail.ru

Как известно, лопатки являются самыми дорогостоящими деталями ГТД, что является следствием применения новых материалов с повышенным комплексом свойств и использования сложных технологий для их производства. В процессе эксплуатации лопатки воспринимают значительные нагрузки от центробежных сил, динамические нагрузки в процессе пуска и остановки турбины, в сечениях лопаток возникают напряжения от неравномерного распределения температуры как вдоль проточной части турбины, так и по кругу, кроме того, в проточную часть турбины могут попадать инородные тела, не задерживаемые фильтрами. Все это приводит к износу лопаток, что требует замену их новыми или восстановительному ремонту изношенных лопаток. Последний вариант, с экономической точки зрения является наиболее целесообразным.

Применение прогрессивных способов литья, использование жаропрочных и жаростойких сплавов, сложная геометрическая форма лопаток в значительной мере усложняют возможность их ремонта из-за разрушения материала в процессе кристаллизации или в твердом состоянии при высокой температуре. Одним из прогрессивных методов, позволяющих решить сложную технологическую задачу по восстановлению лопаток ГТД является лазерная порошковая наплавка.

Настоящая работа посвящена лазерной наплавке сопловых лопаток ГТД, изготовленных из суперсплавов Inconel 939 и MAR M-509. Главным преимуществом лазерной наплавки перед традиционными дуговыми и плазменными способами является высокая плотность мощности лазерного источника нагрева и локальность воздействия, обеспечивающие возможность предотвращения трещинообразования. Особенности лазерного источника нагрева позволяют восстанавливать входные и выходные кромки пера лопатки, а также полки.

Работы по разработке технологии ремонта лопаток ГТД, изготовленных из суперсплавов никелевой и кобальтовой основах проводили в НИЛ «Лазерные и аддитивные технологии» СПбПУ на роботизированном комплексе прямого лазерного выращивания, изготовленного в СПбПУ (рисунок 1). Внешний вид секций и лопаток из сплавов Inconel 939 и MAR M-509 газотурбинного двигателя MAN представлены на рисунке 2.

В рамках выполненной работы определен наплавляемый материал требуемого химического состава, разработана технология лазерной наплавки, проведены

металлографические исследования и механические испытания, а также проведен ремонт опытной партии секций и лопаток в количестве 10 шт. каждая. Восстановленные компоненты проходят эксплуатационные испытания: на текущий момент отработали 8000 часов (межремонтный период) без разрушения наплавленного слоя.



Рисунок 1 – Внешний вид роботизированного комплекса прямого лазерного выращивания

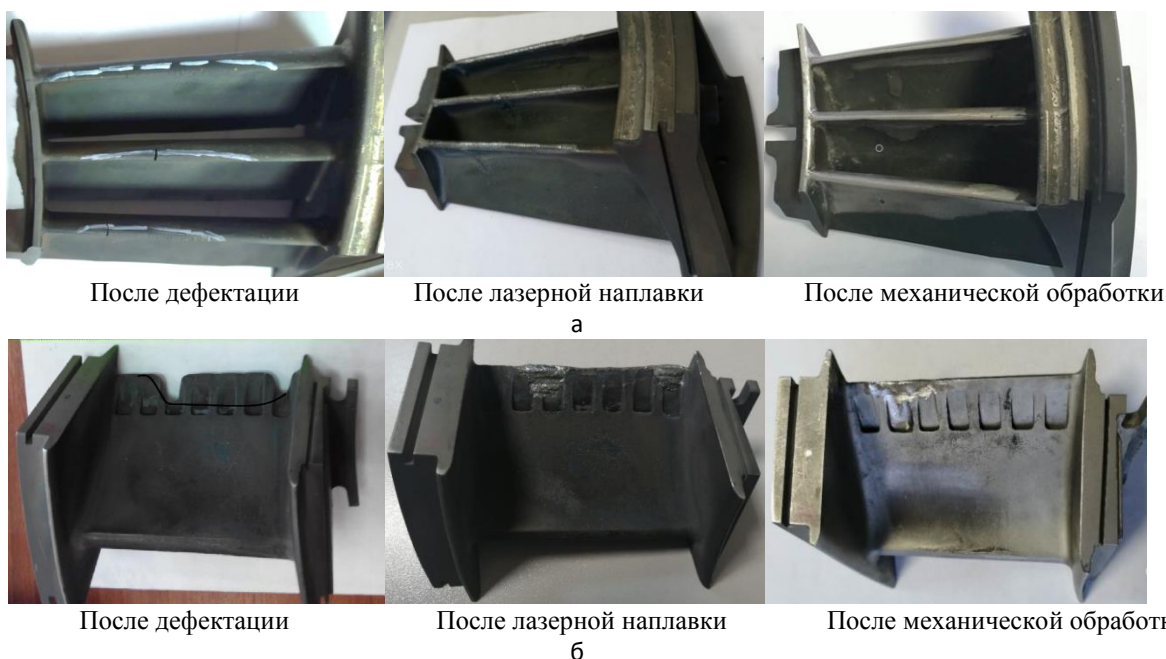


Рисунок 2 - Внешний вид секций и лопаток газотурбинного двигателя MAN: а – секция соплового аппарата 2й ступени, сплав Inconel 939; б – лопатка соплового аппарата 1й ступени, сплав MAR M-509

ВЛИЯНИЕ ДИАМЕТРА ПЯТНА ЛАЗЕРНОГО ЛУЧА НА АМОРФИЗАЦИЮ ЖЕЛЕЗНОГО СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Ерутин Д.П.^{1*}, Попович А.А.¹, Суфияров В.Ш.¹

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

*e-mail: erutin@inbox.ru

Объемные аморфно-нанокристаллические сплавы на основе железа является перспективным классом материалов за счет высокого уровня магнитомягких свойств [1,2]. Такой материал может быть получен путем охлаждения расплава при очень высокой скорости охлаждения, которая может быть достигнута в рамках одной из наиболее перспективных технологий аддитивного производства - селективного лазерного плавления [3-5]. Для

контроля и управления ключевыми параметрами магнитомягкого аморфно-нанокристаллического материала, определяющими его магнитные свойства - плотностью и степенью аморфизации, необходимо понимать влияние на них различных факторов процесса получения. В данной работе исследовалось влияние диаметра лазерного пятна на плотность, фазовый состав, степень аморфизации и микроструктуру сплава FeSiCrB (KUAMET 6B2), полученного методом селективного лазерного плавления. Исходный порошок KUAMET 6B2 был исследован, и было установлено, что порошок состоит из сферических частиц со средним размером 22,9 мкм. Фазовый состав порошка характеризуется 100% аморфной фазой, что было подтверждено результатами рентгеноструктурного анализа и данными просвечивающей электронной микроскопии. Образцы были получены в атмосфере азота с помощью двух систем селективного лазерного плавления: с диаметром лазерного пятна 80 мкм и с диаметром лазерного пятна 43 мкм с использованием одинаковых основных параметров селективного лазерного плавления (за исключением параметра расстояния между проходами, которое было уменьшено вдвое в эксперименте с уменьшенным диаметром лазерного пятна). Используемые режимы селективного лазерного плавления представлены в таблице 1.

Таблица 1. Исследуемые режимы селективного лазерного плавления.

Номер режима	Мощность лазера, Вт	Скорость сканирования, мм/с	Расстояние между проходами, мкм	Толщина слоя, мкм	Диаметр пятна лазерного луча, μm
1	80	800	25	20	43
2	80	800	50	20	80
3	80	800	50	20	43
4	80	800	100	20	80

Макроструктура полученных образцов была исследована с помощью оптической микроскопии, фазовый состав был изучен с помощью рентгеноструктурного анализа, степень аморфизации образцов была вычислена по данным дифференциальной сканирующей калориметрии, сканирующая электронная микроскопия была использована для выявления микроструктуры образцов, а магнитометрия - для получения численных данных о магнитных свойствах и кривых намагничивания образцов. В результате были получены оригинальные данные о влиянии уменьшения диаметра лазерного пятна в два раза на степень аморфизации, микроструктуру и магнитные характеристики образцов для различных комбинаций параметров селективного лазерного плавления. Результаты исследований выявили увеличение доли несплошностей в макроструктуре с увеличением используемого диаметра пятна лазерного луча. Степень аморфизации образцов продемонстрировала обратный характер зависимости. Наблюдаемое влияние уменьшения диаметра пятна лазерного луча на приведенные основные контролируемые параметры материала связано с увеличением плотности энергии лазера, что означает, что то же количество тепловой энергии переходит в меньший элементарный объем материала, что способствует более интенсивному первичному

и вторичному нагреву. Комплексный анализ полученных результатов может быть использован для развития производства аморфно-нанокристаллических сплавов на основе Fe с помощью технологии селективного лазерного плавления, более точной оптимизации параметров процесса и дальнейшего исследования селективного лазерного плавления аморфно-нанокристаллических сплавов на основе Fe.

Библиографический список

1. Sufiiarov, V.; Erutin, D.; Kanyukov, A.; Borisov, E.; Popovich, A.; Nazarov, D. Structure, Mechanical and Magnetic Properties of Selective Laser Melted Fe-Si-B Alloy. *Mater.* 2022, № 15, 4121.
2. Erutin, D.; Borisov, E.; Popovich, A.; Sufiiarov, V. Magnetic anisotropy of a selective laser melted Fe-Si-B alloy. *J. Phys. Conf. Ser.* 2022, № 2361.
3. Kumar, G; Tang, H.X; Schroers, J. Nanomoulding with amorphous metals. *Nature* 2009, № 457, 868–872.
4. Schroers, J. Processing of bulk metallic glass, *Adv. Mater.* 2010, № 22, 1566–1597.
5. Schroers, J; Paton, N. Amorphous metal alloys form like plastics. *Adv. Mater. Process.* 2006, № 164, 61–63.

ВЛИЯНИЕ IN SITU ЛЕГИРОВАНИЯ МЕДЬЮ ОРТО-СПЛАВА Ti-24Al-25Nb В ПРОЦЕССЕ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Полозов И. А.¹, Соколова В. В.^{1*}, Грачева А. М.¹, Попович А. А.¹

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (СПбПУ),
Санкт-Петербург, Россия

* e-mail: sockolova.vero@yandex.ru

Интерметаллидные титановые сплавы, базирующиеся на алюминиды титана, считаются перспективными материалами для замены более тяжелых жаропрочных никелевых сплавов. Наличие интерметаллидной О-фазы (Ti₂AlNb) обуславливает повышенную прочность при высоких температурах, однако такое упрочнение зачастую происходит в ущерб пластичности. Производство интерметаллидных сплавов аддитивным производством зачастую сопровождается образованием трещин, и в отличие от литейных процессов, характеризуется на порядок более высокой скоростью охлаждения. Одним из подходов для уменьшения термических напряжений в технологии селективного лазерного плавления является контроль температурного режима. Было показано, что формирование бездефектных интерметаллидных образцов требует дополнительного подогрева подложки во избежание образования трещин [1]. Введение меди способно также уменьшить температурный градиент в процессе лазерного формования в порошковой ванне и способствовать образованию равноосных эвтектоидных зерен в бинарном сплаве Ti-8.5 масс.%Cu за счет эффекта конституционного переохлаждения [2], в то время как в титановых α+β-сплавах медь выступает в качестве упрочняющего компонента вследствие образования интерметаллида CuTi₂ [3]. Ввиду ограниченного количества исследовательских работ, открытым остается вопрос формирования мелкозернистой структуры в присутствии

меди и упрочняющего влияния О-фазы в результате *in-situ* легирования в процессе селективного лазерного плавления.

Для проведения исследования подготавливался порошок, полученный путем смешивания атомизированных сферических порошков сплава Ti-24Al-25Nb со средним размером частиц 33 мкм и порошка меди с частицами 30 мкм в количестве от 0 масс.% до 6 масс.% (рис. 1). Из полученной смеси были выращены образцы по технологии селективного лазерного плавления на установке AconityMIDI, при этом в процессе лазерной обработки использовался подогрев подложки. Температуры подогрева подложки составляли 300, 500 и 800 °С.

Микроструктура сплавов Ti-24Al-25Nb-xCu после СЛП с подогревом подложки при 800 °С представлена однородной β-фазой, при этом участки сегрегации меди не были обнаружены, что означает ее полное растворение и перемешивание в ванне расплава в результате расплавления лазерным лучом. Введение в порошковый сплав Ti-24Al-25Nb медного порошка и лазерной обработки в условиях подогрева способствовало значительному измельчению зерен более чем в 5 раз. Наиболее существенное изменение было достигнуто в высокотемпературных условиях при содержании меди 6% (рис. 1, г). При более низкой температуре (300 °С) наблюдается слабо выраженное начало формирования границ зерен и зачатки выделения О-фазы, обогащённой Al и Ti, и наличие микротрещин ввиду большой скорости охлаждения. Для полученных при 500°С и 800°С микроструктур характерной особенностью является наследственное влияние контуров ванны расплава. Мелкие равноосные зерна распределены по границам ванны расплава, а вытянутые зерна – радиально в центральной части ванны.

Исследование микроструктуры после добавления 6% меди показало образование О-фазы по границам зерен и распределение игольчатых выделений интерметаллида Ti₂AlNb в β-фазе. Наиболее заметное влияние упрочняющих фаз отмечено при добавлении 6 масс.%Cu, при этом увеличение мощности лазера с 170 до 350 Вт не оказало существенного влияния на микротвердость сплава (в среднем составила 402 HV). Таким образом, наиболее существенный упрочняющий эффект наблюдается при равномерном распределении Cu в β и О-фазе, обеспечиваемый более равновесными условиями с уменьшенным перепадом температур.

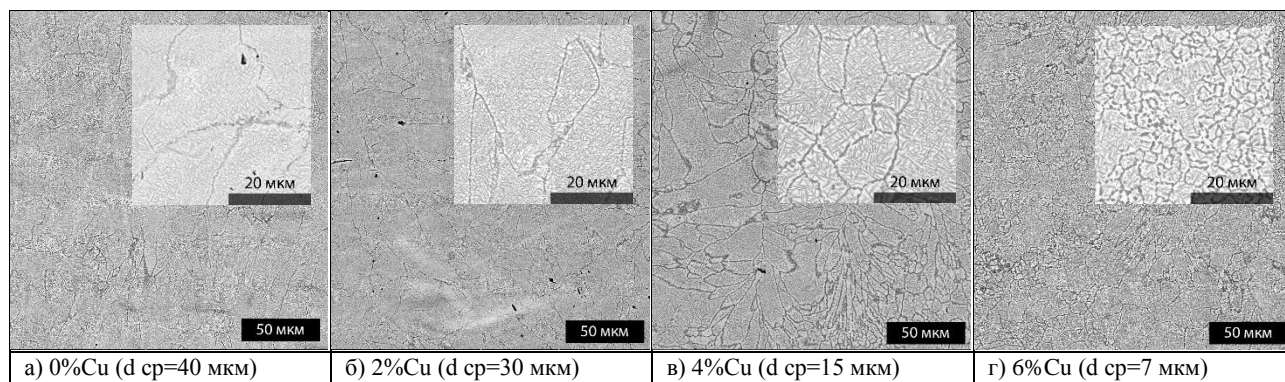


Рисунок 1. Изменение микроструктуры при разном содержании меди
(а – 0 масс.%Cu, б – 2 масс.%Cu, в – 4 масс.%Cu, г – 6 масс.%Cu), d ср – средний размер зерна

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30004,
<https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

Библиографический список

1. Panov D. et al. Effect of pre-heating and post-weld heat treatment on structure and mechanical properties of laser beam-welded Ti2AlNb-based joints //Intermetallics. – 2022. – Т. 143. – С. 107466.
2. Zhang D. et al. Additive manufacturing of ultrafine-grained high-strength titanium alloys //Nature. – 2019. – Т. 576. – №. 7785. – С. 91-95.
3. Vilardell A. M. et al. Manufacturing and characterization of in-situ alloyed Ti6Al4V (ELI)-3 at.% Cu by laser powder bed fusion //Additive Manufacturing. – 2020. – Т. 36. – С. 101436.

ПРЯМОЕ ЛАЗЕРНОЕ ВЫРАЩИВАНИЕ ОПЫТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОБРАЗЦА (ДЕМОНСТРАТОРА) СЕПАРАЦИОННОГО МОДУЛЯ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ТИПА СЕПАРАТОРА ПРОМЕЖУТОЧНОГО ТУРБОГЕНЕРАТОРА ПАРОВОЙ ТУРБИНЫ

Ануфриев Д.¹, Проценко В. Г.¹, Кузнецов М. В.^{1*}, Попович А. А.¹, Орлов В.В.², Иванов И.А.²,
Хижов М.Ю.³, Алексеенок П.А.², Уткина К.Н.², Кисляков Н.А.³, Кузьминов Ю.В.³

¹Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, Санкт-Петербург,
Россия

² Государственный научный центр Российской Федерации Акционерное общество «Научно-
производственное объединение «Центральный научно-исследовательский институт
технологии машиностроения», Москва, Россия

³ Акционерное общество «Машиностроительный завод «ЗиО-Подольск», Подольск, Россия
* e-mail: kuznetsov_mich@mail.ru

Интеграция передовых аддитивных технологий в промышленность является актуальным и перспективным направлением. В рамках совместной работы между сотрудниками АО «НПО «ЦНИИТМАШ» и СПбПУ разработана технология изготовления сепарационного модуля (СМ) центробежного типа сепаратора промежуточного для турбогенератора с использованием прямого лазерного выращивания (ПЛВ) из металлического порошка марки 08X18H10T.

Работы проводили на роботизированном комплексе прямого лазерного выращивания (ПЛВ) в научно-исследовательской лаборатории «Лазерные и аддитивные технологии» СПбПУ, изготовленного СПбПУ (рисунок 1).

В ходе выполнения работы решены следующие задачи:

1. осуществлен подбор химического состава металлического порошка, проведен его входной контроль;
2. разработана технология прямого лазерного выращивания с минимальным количеством дефектов: пор, трещин, несплавлений;
3. разработана управляющая программа для прямого лазерного выращивания сепарационного модуля в автоматическом режиме;
4. проведен комплекс механических испытаний выращенного металла в диапазоне температур от 20 °С до 250 °С: статическое растяжение, ударный изгиб, статический изгиб, микротвердость;
5. проведен комплекс коррозионных испытаний: питтинговая коррозия, хлоридное коррозионное растрескивание под напряжением, общая коррозия, межкристаллитная коррозия и эрозионные испытания выращенного металла;
6. проведены сепарационные испытания СМ.



Рисунок 1 – Роботизированный комплекс прямого лазерного выращивания

В рамках испытаний выращенного материала и СМ (механические, коррозионные и эрозионные испытания проводили в 3х независимых лабораториях; образцы были изготовлены из 3х партий порошка) получены положительные результаты.

На заключительном этапе работы выращено 3 демонстратора СМ методом прямого лазерного выращивания и комбинированным методами (сложно геометрические компоненты СМ выращивали, остальные компоненты изготавливали традиционным методом) (рисунок 2).

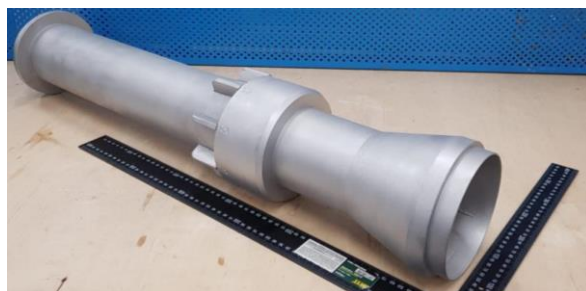


Рисунок 2 – СМ, изготовленный методом прямого лазерного выращивания: высота – 800 мм, максимальный диаметр – 156 мм, толщина стенки – 3-5 мм, масса – 18 кг.

ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ОРТОРОМБИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА, ИЗГОТОВЛЕННОГО МЕТОДОМ СТРУЙНОГО НАНЕСЕНИЯ СВЯЗУЮЩЕГО С ПОСЛЕДУЮЩИМ СПЕКАНИЕМ

Полозов И.А.^{1*}, Грачева А. М.¹, Борисов А. Н.¹, Суфияров В. Ш.¹, Попович А. А.¹,
¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург,
Россия

* e-mail: polozov_ia@spbstu.ru

Аддитивные технологии (АТ) являются перспективным способом изготовления деталей со сложной геометрией из различных металлических сплавов. Особый интерес для АТ представляют труднообрабатываемые материалы, такие как интерметаллидные титановые сплавы на базе орто-фазы или гамма-алюминиды титана. Изделия из данных сплавов могут быть изготовлены с помощью селективного лазерного плавления или электронно-лучевого плавления [1], однако эти процессы имеют ряд недостатков, т.к. они связаны с необходимостью применения дорогостоящего оборудования, высокими термическими напряжениями и образованием трещин при обработке хрупких сплавов [2]. Метод струйного нанесения связующего осуществляется при невысоких температурах и включает в себя нанесение связующего на порошковый слой и его отверждение для получения заготовки детали и ее последующего спекания. Интерметаллидные титановые сплавы являются сложными для консолидации с помощью спекания без приложения давления [3]. Одним из потенциальных методов для улучшения процесса спекания является добавление дополнительных элементов в исходный порошок. Например, в работе [4] было показано, что добавление небольшого количества меди в сплав Ti-48Al-2Cr-2Nb позволило повысить относительную плотность сплава после спекания с 75 до 98%.

В данной работе было проведено исследование процесса струйного нанесения связующего и последующего спекания интерметаллидного орторомбического титанового сплава с различным содержанием меди. К исходному сферическому порошку орто-сплава с номинальным составом Ti-22Al-23Nb-0.8Mo-0.3Si-0.4C-0.1B-0.2Y (ат. %) и средним размером частиц 33 мкм, был добавлен порошок меди (чистота 99,5 %) со средним размером частиц 30 мкм. Были подготовлены порошковые смеси орто-сплав-медь с содержанием меди 2, 4 и 6 вес. % путем перемешивания исходных порошков в гравитационном смесителе в течение 12 часов. Из данных порошков изготавливались образцы на установке ExOne Innovent. После печати проводился процесс отверждения связующего при температуре 180 °С в течение 3 часов. Далее проводилось спекание образцов в атмосфере вакуума с предварительным удалением связующего при 600 °С. Спекание проводилось в вакууме при температуре 1450 °С и 1550 °С в течение 2 часов. Исследованы микроструктура и пористость образцов в зависимости от содержания меди и температуры спекания (рис. 1). Пористость образцов после спекания уменьшилась с 28 до 3,5 % при увеличении содержания меди в исходном порошке от 0 до 6

вес. %. При этом микроструктура представляла собой равноосные первичные зерна β -фазы, размер которых сопоставим с размером исходным частиц порошка. Внутри зерен имеются игольчатые выделения орторомбической Ti_2AlNb -фазы. Помимо снижения пористости при увеличении содержания меди у образцов после спекания наблюдалось изменение геометрических размеров. Так, при содержании меди 6% наблюдалась наибольшая усадка образцов. Таким образом, требуются дальнейшие исследования режимов спекания для наилучшего сохранения геометрических размеров и формы образцов, а также исследование механических свойств материала.

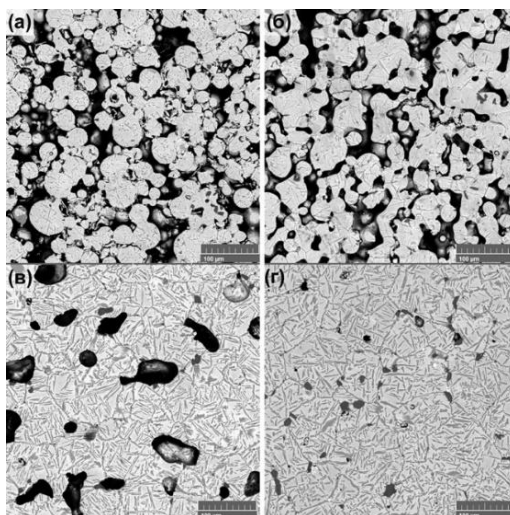


Рис. 1 – Изображения микроструктуры образцов после спекания при 1450 °С при содержании меди (а) 0, (б) 2, (в) 4, (г) 6 вес. %

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30004, <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>

Библиографический список

1. Wimler D. et al. Designing advanced intermetallic titanium aluminide alloys for additive manufacturing // *Intermetallics*. 2021. Vol. 131. P. 107109.
2. Polozov I. et al. Microstructure, densification, and mechanical properties of titanium intermetallic alloy manufactured by laser powder bed fusion additive manufacturing with high-temperature preheating using gas atomized and mechanically alloyed plasma spheroidized powder // *Addit. Manuf.* 2020. Vol. 34. P. 101374.
3. Mphahlele M.R., Olubambi P.A., Olevsky E.A. Advances in Sintering of Titanium Aluminide: A Review // *JOM*. 2023.
4. Xia Y. et al. The sintering densification, microstructure and mechanical properties of gamma Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy with a small addition of copper // *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. Vol. 559. P. 293–300.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОБРАЗЦОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Стариков К.А.^{1*}, Ким А. Э.¹, Борисов Е.В.¹ Попович А.А.¹

¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия*

** e-mail: kirill.starikov@gmail.com*

Особый интерес для современной науки и промышленности представляет применение аддитивных технологий для изготовления деталей из жаропрочных сплавов на основе никеля.

В силу высоких значений жаропрочности и жаростойкости эти материалы широко используются в авиационной, аэрокосмической и энергетической отраслях, где от способности материалов работать в экстремальных условиях напрямую зависит КПД изделий, в которых они применяются.

В данной работе было проведено исследование возможности изготовления образцов из жаропрочного никелевого сплава ЖС32 методом селективного лазерного плавления. В качестве исходного сырья был использован металлический порошок со средним размером частиц 50 мкм (рис. 1). Для изготовления образцов использовали установку AconityMIDI (Aconity GbmH). Технологическая камера непрерывно заполнялась аргоном высокой чистоты, а подложка была предварительно разогретой до температуры 1000°C. После завершения процесса платформа и образцы охлаждались до комнатной температуры со скоростью охлаждения примерно 5 °C/мин. Были подобраны параметры, позволяющие изготавливать компактные образцы из порошка сплава ЖС32 методом селективного лазерного плавления.

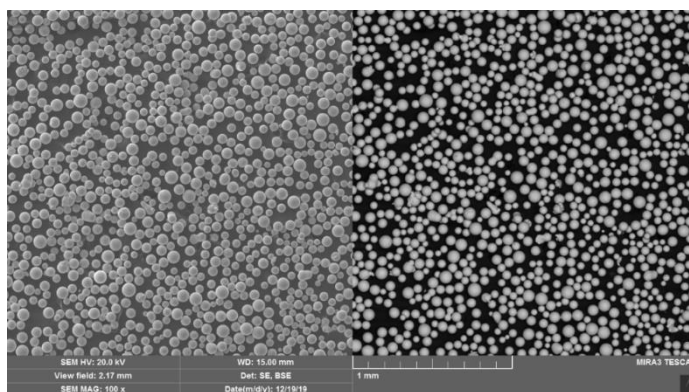


Рис. 1 Изображение частиц порошка сплава ЖС32.

Исследование микроструктуры показало, что образцы состоят из вытянутых вдоль направления выращивания ячеек. Каждая ячейка представляет собой матрицу γ -phase с рассеянными по нему кубовидными частицами γ' -фазы сформированными на основе интерметаллидного соединения Ni₃Al (Рис. 2).

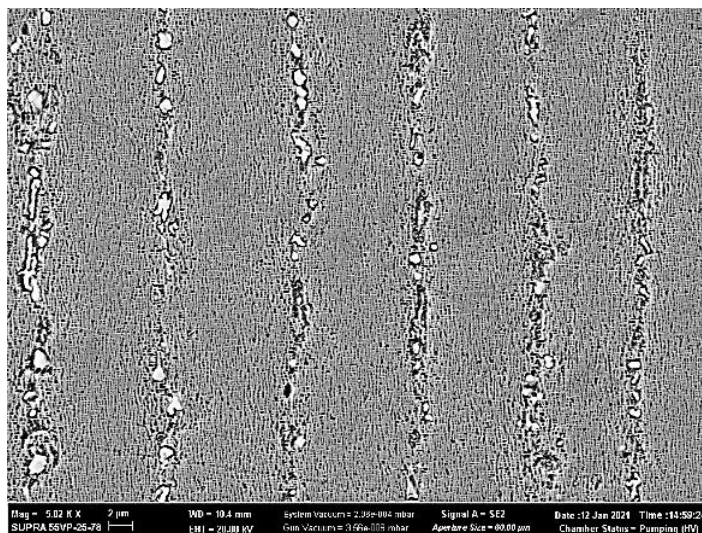


Рис. 2. Микроструктура компактного образца изготовленного из сплава ЖС32 методом селективного лазерного плавления.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-30004, <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЛАЗЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ДУО-СТАЛЕЙ ДЛЯ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Суфияров В.Ш.*, Разумов Н.Г., Мазеева А.К., Попович А.А.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

* vadim.spbstu@yandex.ru

Появление технологий аддитивного производства в конце 80-х годов 20-го века привело, можно сказать, к новой технической революции. У конструкторов и дизайнеров появилась возможность получать изделия практически за одну технологическую операцию, воплощать компьютерную 3D-модель в готовую 3D-конструкцию за достаточно короткое время, минуя стадии изготовления специальной оснастки, изготовления слитков, механической обработки, субтрактивных технологических операций и зачастую использовать минимальную пост-обработку. При этом форма конструкций ограничивается в основном только фантазией разработчика, что позволяет получать уникальные изделия очень сложной геометрии, которую иногда просто невозможно получить никаким другим методом [1].

Однако с развитием аддитивных технологий и расширению номенклатуры применяемых материалов стала очевидной важность материаловедческого аспекта в изготовлении изделий. Особенно это касается получения конструкционных деталей ответственного назначения. К ним предъявляются серьезные требования по механическим и эксплуатационным свойствам. Основными методами получения металлических изделий

аддитивными технологиями являются процессы, основанные на синтезе на подложке с применением лазерного излучения и на прямой подаче лазерной энергии и порошкового материала.

На данный момент для исследований возможностей аддитивных технологий в основном применяются уже хорошо известные материалы и проводится сравнение с аналогичными материалами, полученными традиционными технологиями [2]. Однако благодаря уже достаточно большому накопленному опыту также появляются работы по оптимизации уже существующих и разработке новых сплавов, предназначенных именно для аддитивного производства.

Одними из самых ответственных изделий являются конструкции, применяемые в атомной энергетике, в частности, корпуса и детали ядерных реакторов. К материалам данных конструкций предъявляются серьезные требования по механическим свойствам, как при комнатных, так и при повышенных температурах, высокая сопротивляемость ползучести и коррозии, а также требования по малой активируемости материала в высокоэнергетическом потоке нейтронов и малой склонности к радиационному разбуханию, что в совокупности должно обеспечивать долгосрочную безопасную эксплуатацию ядерных энергетических установок. Данным требованиям достаточно хорошо соответствуют мало активируемые ферритно-мартенситные стали, дисперсно-упрочненные оксидами или ДУО-стали. Традиционно такие стали производятся хорошо известными технологиями порошковой металлургии. Несмотря на возможности данных технологий производить изделия достаточно сложной формы, тем не менее эти возможности все же ограничены, а для производства деталей новой формы требуется изготовление новой оснастки, в частности, новых пресс-форм. Более широкий потенциал аддитивных технологий диктует потребность в изучении перспектив их применения в получении такого ответственного класса материалов.

Одним из важных аспектов аддитивных технологий является получение исходных материалов, в качестве которых наиболее часто используются порошки. К ним предъявляется ряд требований не только с точки зрения требуемого конечного состава материала в изделии, но также и технологические требования для возможности их использования в машинах аддитивного производства. Поэтому при рассмотрении возможностей применения аддитивных технологий к получению ДУО-сталей необходимо принимать во внимание и способы получения исходных порошков.

В данном обзоре проанализированы и представлены следующие опубликованные на данный момент наработки:

1. Стали, применяемые в атомной энергетике, предъявляемые к ним требования, механизмы их упрочнения, традиционные способы получения;

2. Способы получения композиционных порошков ДУО-сталей, пригодных для применения в аддитивных технологиях, характеристики получаемых различными способами композиционных порошков;

3. Имеющийся на данный момент опыт применения лазерных аддитивных технологий для получения изделий из композиционных порошков ДУО-сталей методами аддитивных технологий.

По результатам анализа опубликованных данных сделан вывод о перспективах использования аддитивных технологий для получения изделий атомной энергетики из ДУО-сталей и о дальнейших направлениях исследований в данной области.

Библиографический список

1. Материалы и аддитивные технологии. Современные материалы для аддитивных технологий. Попович А.А., Суфияров В.Ш., Разумов Н.Г., Борисов Е.В., Масайло Д.В., Гончаров И.С.; Санкт-Петербург, 2021.
2. Эволюция структуры и свойств жаропрочного никелевого сплава после селективного лазерного плавления, горячего изостатического прессования и термической обработки. Суфияров В.Ш., Попович А.А., Борисов Е.В., Полозов И.А. Цветные металлы. 2017. № 1. С. 77-82.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА TiNi МЕТОДОМ SLM ИЗ КОММЕРЧЕСКИХ ПОРОШКОВ С РАЗЛИЧНЫМ ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ

Фарбер Э.М.^{1*}, Борисов Е.В.¹, Попович А.А.¹

²*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия*

**e-mail: d.farber2010@yandex.ru*

Аддитивные технологии, в частности метод селективного лазерного плавления, позволяет получать изделия со сложной геометрией из различных сплавов, в том числе из интеллектуальных материалов, таких как Нитинол (никелид титана, TiNi). Процесс СЛП является комплексным, в котором множество факторов оказывает серьезное влияние на характеристики получаемого сплава. Известно, что в процессе лазерной обработки материала в технологии СЛП происходит уменьшение содержания никеля из состава сплава TiNi за счёт испарения, ввиду разницы между температурами кипения никеля и титана: у никеля температура кипения составляет 2913 °С, в то время как у титана – 3287 °С [1]. Это приводит к изменению температур мартенситных превращений сплава [2]. Регулирование данного влияния на результирующие характеристики сплава возможно за счет изменения параметров процесса СЛП – объемной плотности энергии (Е) и определяющих ее факторов – скорости сканирования, дистанции между проходами лазера, мощности лазера и толщины слоя. В то же время, при большей объемной плотности энергии происходит большее испарение никеля в процессе СЛП [3,4]. Помимо влияния непосредственно самих параметров процесса, на получение бездефектных образцов сплава влияет и качества исходного порошка, наличия в нем примесей или вторичных фаз. Повышенное содержание кислорода может вызывать

формирование вторичных фаз типа Ti_4Ni_2O , что может приводить к охрупчиванию и разрушению образцов [5].

Целью исследования является отработка режимов изготовления образцов из двух коммерческих порошков сплава TiNi методом СЛП. Для снижения испарения никеля в процессе СЛП, максимальная объемная плотность энергии выбранных режимов не превышала 90 Дж/мм^3 [3]. Исходные порошки исследованы на предмет наличия примесей или иных факторов, влияющих на качество изготавливаемых образцов. Установлено, что для получения бездефектных образцов из исследуемых порошков необходимо использовать режим с объемной плотностью энергии не менее 87 Дж/мм^3 . Кроме того, наличие большого количества примесей кислорода в одном из порошков могло стать одним из факторов, не позволяющих получить бездефектные образцы.

Библиографический список

1. Wang X., Kustov S., Van Humbeeck J. A short review on the microstructure, transformation behavior and functional properties of NiTi shape memory alloys fabricated by selective laser melting // *Materials* (Basel). 2018. Vol. 11, № 9.
2. Horvay K.M., Schade C.T. Development of nitinol alloys for additive manufacturing // *Mater. Sci. Technol.* 2018, MS T 2018. № 1. P. 63–70.
3. Borisov E. et al. Investigation of the possibility of tailoring the chemical composition of the NiTi alloy by selective laser melting // *Metals* (Basel). 2021. Vol. 11, № 9. P. 1–11.
4. Ehsan Saghalian S. et al. Effect of hatch spacing and laser power on microstructure, texture, and thermomechanical properties of laser powder bed fusion (L-PBF) additively manufactured NiTi // *Opt. Laser Technol.* Elsevier Ltd, 2022. Vol. 149, № July 2021. P. 107680.
5. Kai W.Y. et al. Formation mechanism of Ni₂Ti₄Ox in NITi shape memory alloy // *Materialia*. Elsevier Ltd, 2019. Vol. 5, № December 2018. P. 100194.

ПРОЕКТИРОВАНИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ МЕХАТРОННЫХ КОМПЛЕКСОВ ДЛЯ АДДИТИВНОГО И ПРЕЦИЗИОННОГО ПРОИЗВОДСТВА ИЗДЕЛИЙ

Чижи́к С.А.¹, Хейфе́ц М.Л.^{2*}, Ге́цкий Н.Л.², Ба́зров Б.М.³

¹*Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси, Минск, Беларусь*

²*Институт прикладной физики НАН Беларуси, Минск, Беларусь*

³*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия*

*mlk-z@mail.ru

Мехатронная система представляет собой единый комплекс электромеханических, электронных элементов и средств вычислительной техники, между которыми осуществляется непрерывный обмен энергией и информацией. Взаимодействие между этими элементами, реализующее прямые и обратные связи в системе, осуществляется через устройство сопряжения (интерфейс).

При проектировании механической части технологического оборудования, используемого в традиционном и в перспективном производстве, применяются как известные, так и новые схемы формообразования и послойного синтеза изделий, а также интенсивные процессы модифицирования материалов потоками энергии.

Традиционно исходные данные для проектирования технологического оборудования содержит техническое задание конкретного заказчика, включающее только: 1) данные о материалах и готовых изделиях; 2) производительность оборудования; 3) характер и тип производства; 4) уровень автоматизации и встраиваемость в современное высокотехнологичное производство. Последовательность проектирования технологического оборудования для производства традиционного типа включает укрупненные стадии, опирающиеся на расчетные схемы: 1) компоновка и выбор кинематической схемы; 2) модульное построение по ограниченному набору агрегатов и узлов; 3) выбор схемы и проведение прочностных расчетов; 4) выбор схемы и проведение динамических расчетов; 5) выбор термодинамической схемы и расчет температур; 6) точностные расчеты геометрических и кинематических связей; 7) расчеты надежности и долговечности с экономическим обоснованием ресурса; 8) анализ человеко-машинной системы, включающий охрану труда. В первую очередь при проектировании строятся схемы систем, с учетом ограничительных наборов агрегатов и узлов. Затем после структурного синтеза проводится оптимизация, определяющая основные параметры систем технологического оборудования.

При формировании комплексов технологического оборудования, использующего управление многочисленными приводами, концентрированными и распределенными потоками энергии, перечисленных стадий проектирования недостаточно. Связано это с тем, что требуется дополнительно рассматривать схемы модулей и определять параметры, описывающие подвод инструмента и распределение потоков энергии и материала.

Широко применяемые в мировом производстве технологии позволяют заключить, что наиболее перспективно применение оборудования по наращиванию слоев и формообразованию поверхностей изделий, использующего различные сочетания материалов и источников энергии. Это в свою очередь ставит задачи распределения компонентов материалов и потоков энергии не только по заданному контуру или поверхности, но и по глубине от поверхности изделия, а также по характеру подачи материала и энергии.

Использование последовательностей критериев переноса для анализа процессов образования структуры материала многократно сокращает объем экспериментальных исследований технологии по формированию поверхностного слоя при термомеханической и электрофизической обработке. Критерии тепломассопереноса устанавливают последовательность структурообразования в обрабатываемом материале при увеличении мощности воздействий. Критерии, характеризующие потоки энергии, при электрофизической обработке оказывают влияние на последовательность поверхностных явлений и определяют процесс формирования свойств материала.

Организация обратных связей при управлении технологическим оборудованием через

степени свободы инструментов, частиц наносимого материала и удаляемого слоя, посредством дополнительных воздействий потоками энергии, позволяет управлять устойчивостью процессов формирования поверхностного слоя. Рассматривая комплекс технологического оборудования с позиций компьютеризации производственной деятельности, его модули, узлы и детали следует проектировать как устройства компьютерной периферии, построенные по той же архитектуре, что и ЭВМ.

Анализ процессов 3D-печати деталей, в зависимости от агрегатного состояния исходного материала, размерности потоков формообразующей среды и последовательности технологических операций, позволяет в виде структурной диаграммы связей описывать совокупность аддитивных технологий. Структурная диаграмма связей представляет собой направленный замкнутый граф и описывает автомат с конечным числом состояний. Вершины графа изображают процессы создания деталей и представляют логические операции: трансляцию информации; движение потоков вещества и энергии; запуск и остановку автоматического цикла. Описание алгоритмами в соответствии с терминами логических операций процессов 3D-печати по структурной диаграмме связей дает возможность анализировать существующие и разрабатывать новые аддитивные технологии.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ С МУЛЬТИ-МАТЕРИАЛЬНЫМ СТРОЕНИЕМ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Репнин А. В.^{1*}, Борисов Е. В.¹, Попович А. А.¹

¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия*

** e-mail: repnin_arseniy@mail.ru*

Применение мульти-материалов (биметаллов) при создании изделий позволяет повысить их эксплуатационные характеристики [3]. Это особенно актуально для таких высокотехнологичных отраслей производства, как аэрокосмическая отрасль, энергетика, автомобилестроение, биомедицина и т.д. [2]. На данный момент имеются различные производственные технологии, используя которые можно получать мульти-материальные изделия – химическое осаждение из газовой фазы, центробежное литье, искровое плазменное спекание и т.д [4]. Для создания мульти-материальных изделий со сложной геометрией, можно использовать аддитивные технологии [1].

Перспективным направлением в создании изделий с мульти-материальным строением является использование меди и сплавов на её основе. Основная цель применения меди – локальное повышение тепло- или электропроводности деталей. Потенциальным применением является изготовление теплообменников с большой площадью теплообмена или термонагруженных деталей, требующих обеспечения высокой теплопроводности и

охлаждающей способности. Была исследована система ВЖ159-BrXЦpT B – проанализировано влияние параметров печати на пористость и термической обработки на структуру, а также твердость мульти-материальных образцов.

Мульти-материальные образцы изготавливались на установке селективного лазерного плавления SLM Solutions 280HL в атмосфера аргона. Микроструктуру изучали с помощью оптического микроскопа Leica DMi8 M (Leica Microsystems, Вецлар, Германия). Для изучения химического состава использовали сканирующий электронный микроскоп Mira 3 (TESCAN, Брно, Чехия) с модулем энергодисперсионной рентгеновской (EDX) спектроскопии. Фазовый состав анализировался на рентгеновском дифрактометре Rigaku SmartLab (Rigaku Corporation, Токио, Япония).

Мульти-материальные образцы для исследования структуры и свойств были изготовлены по следующей методике – первоначально использовался металлический порошок сплава ВЖ159 для выращивания 5 мм образцов. После этого порошок был заменен на второй материал – BrXЦpT B и была изготовлена часть образцов до 15 мм. Затем порошок был повторно заменен на сплав ВЖ159 и образцы были допечатаны до 20 мм. Благодаря такой методике имеется возможность анализа двух переходных зон – выращивание сплава BrXЦpT B на ВЖ159 и синтез сплава ВЖ159 на BrXЦpT B. Необходимость анализа двух вариантов обуславливается существенным различием в физических свойствах сплавов (поглощательная способность, теплопроводность и т. д.). В связи с этим для сплава BrXЦpT B используют более высокоэнергетические режимы печати, а для ВЖ159 менее. Таким образом размеры переходных зон, дефекты в них и их строение может отличаться.

Было установлено, что обеспечение наименьшего количества пор в переходных зонах реализуется при режимах печати, в которых значения плотности энергии превышают значения в стандартных режимах печати – 325 Дж/мм^3 против 178 Дж/мм^3 (BrXЦpT B/ВЖ159) и 120 Дж/мм^3 против 72 Дж/мм^3 (ВЖ159/BrXЦpT B). При этом в переходной зоне BrXЦpT B/ВЖ159 возникают сферические поры, что говорит о излишнем количестве подводимой энергии. Можно предположить, что сплав ВЖ159, который некоторое количество слоев присутствует в зонах плавления, не обеспечивает достаточный теплоотвод и поглощает излишнюю энергию. В свою очередь в переходной зоне ВЖ159/BrXЦpT имеются несферические поры, что свидетельствует о недостаточном количестве энергии. Это может быть связано с тем, что сплав BrXЦpT, который также некоторое количество слоев присутствует в зонах плавления, существенно повышает теплоотвод и снижает поглощательную способность. Можно допустить, что повышение энергии стабилизирует процесс плавления в обоих вариантах.

Термическая обработка по режимам характерным для сплава BrXЦpT B и для сплава ВЖ159 не оказывает существенного влияния на микроструктуру переходных зон. При этом

идет изменение фазового состава с выделением фаз, соответствующих той или иной термической обработке. Анализ химического состава и изменения твердости, а также металлографические исследования говорят о том, что средние размеры переходной зоны при выращивании сплава БрХЦрТ В на ВЖ159 составляют 0,3 мкм, как без термической обработки, так и после нее. В случае синтеза сплава ВЖ159 на БрХЦрТ В средние размеры переходной зоны составляют 0,25–0,3 мкм (до и после термической обработки).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 23-79-30004, <https://rscf.ru/project/23-79-30004/>.

Библиографический список

1. A. Bandyopadhyay. Alloy design via additive manufacturing: Advantages, challenges, applications and perspectives / K. D. Traxel, M. Lang [et al.] // *Materials Today*. – 2022. – Vol. 52. – P. 207-224.
2. A. Bandyopadhyay. Additive manufacturing of bimetallic structures / Y. Zhang, B. Onuikwe // *Virtual and Physical Prototyping*. – 2022. – Vol. 17. – № 2. – P. 256-294.
3. C. Zhang. Additive manufacturing of functionally graded materials: A review / F. Chen, Z. Huang [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2019. – Vol. 764.
4. Naebe M. Functionally graded materials: A review of fabrication and properties / M. Naebe, K. Shirvanimoghaddam // *Applied Materials Today*. – 2016. – Vol. 5. – P. 223-245.

СЕКЦИЯ СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

ВНЕДРЕНИЕ ЛАЗЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ КОМПОНЕНТОВ ГЛУБОКОВОДНОГО АППАРАТА

Кузнецов М. В.^{1*}, Попович А. А.¹, Бородин В. В.², Абрамов А. В.², Верещагин А.Н.²

¹Санкт-Петербургский государственный политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

² Акционерное общество «Производственное объединение
«Северное машиностроительное предприятие», Северодвинск, Россия

* e-mail: kuznetsov_mich@mail.ru

Технологические решения, основанные на применении традиционных дуговых методов сварки, не позволяют в полной мере решить задачи, которые ставятся на современном этапе развития производства, в том числе в такой области промышленности как судостроение. Электродуговая сварка имеет как ряд преимуществ, так и ряд недостатков, таких как низкая производительность, недостаточная концентрация энергии в плазме электрической дуги, большая зона термического влияния, высокий уровень сварочных деформаций.

В тоже время технологические решения, основанные на применении лазерных технологий, получают все большее развитие и распространение в промышленности. Благодаря высокой концентрации энергии в лазерном пучке и возможности локального воздействия на изделие лазерные технологии обеспечивают высокую производительность, малую зону термического влияния и низкий уровень сварочных деформаций.

В данной статье рассмотрим возможность интеграции лазерных технологий в производство на примере сотрудничества СПбПУ и ОАО «ПО «СЕВМАШ». В качестве производственной задачи выбрано изготовление опытного образца глубоководного аппарата. Данный аппарат имеет элементы и узлы, изготавливаемые традиционными технологиями с применением дуговых процессов сварки (рисунок 1).

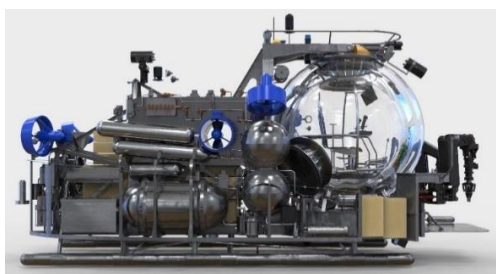


Рисунок 1 – Внешний вид глубоководного аппарата (со снятым обтекателем)

Детали корпуса глубоководного аппарата изготавливаются из титанового сплава толщиной 4-12 мм. На данный момент прорабатывается вопрос применения технологии лазерной сварки конструкций и компонентов корпуса глубоководного аппарата из титанового сплава. В перспективе планируется создание роботизированного технологического комплекса лазерной сварки данных конструкций в инертной атмосфере.

Также отдельно стоит рассмотреть перспективную и быстроразвивающуюся лазерную технологию – технологию прямого лазерного выращивания (далее ПЛВ), являющееся аддитивным методом изготовления высокоточной заготовки по заданной компьютерной модели. Процесс заключается в нанесении слоя материала путем расплавления основы и присадочного порошкового материала (проволоки) лазерным лучом. Порошковый материал транспортируется в зону обработки с помощью потока инертного газа. Данная технология позволяет в разы снизить общее время производства и стоимость детали при мелкосерийном производстве за счет отсутствия дополнительной оснастки и наличия минимального припуска на последующую механическую обработку. Как один из вариантов предлагается использование ПЛВ при изготовлении уравнильной цистерны, которая традиционно изготавливается из титановых поковок при помощи механической обработки (КИМ - 20%) и дальнейшей электродуговой сварки (рисунок 2). Время изготовления составляет 20 недель.



Рисунок 2 – Уравнильная цистерна: а - изготовление деталей уравнильной цистерны; б - сварка уравнильной цистерны

Использование технологии ПЛВ позволит в разы сократить время изготовления, упростить технологический процесс и увеличить коэффициент использования материала. Также ведутся работы по оптимизации конструкции уравнильных цистерн за счет использования ферменных структур, что в свою очередь поможет облегчить изделие на 30% при этом, не уменьшая конструктивную жесткость и прочность. Данные работы необходимо проводить на роботизированных технологических комплексах прямого лазерного выращивания разработанных СПБПУ в рамках совместной проработки с ОАО «ПО «СЕВМАШ».

СВАРКА/ОБРАБОТКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ МЕДИ И МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Лежнин Н.В.^{1*}, Макаров А.В.¹, Котельников А.Б.², Вопнерук А.А.², Волкова Е.Г.¹,
Валиуллин А.И.¹

¹ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²ЗАО «НПП «Машипром», Екатеринбург, Россия

* email: nlezhnin@bk.ru

Сочетание механических свойств меди с высокой электро- и теплопроводностью, а также хорошей коррозионной стойкостью определило ее широкое использование в электротехнике, в частности для токопроводов силового оборудования, и различных теплоотводящих системах.

При изготовлении крупногабаритных конструкций зачастую необходимо применение сварки для соединения ее отдельных компонентов. Традиционная сварка меди и ее сплавов связана с рядом сложностей, вызванных ее высокой теплопроводностью, склонностью к интенсивному окислению при нагреве, особенно в расплавленном состоянии, образованию пор и горячих трещин. Необходимо применять меры для предотвращения загрязнения металла примесями, поэтому сварку меди ведут в инертных атмосферах высокочистого аргона или гелия, что особенно важно при сварке токопроводящих и теплоотводящих конструкций. При выполнении швов большой толщины и наплавки, для более равномерного теплоотвода требуется предварительный подогрев заготовки до 250-500 град., что существенно осложняет работу сварщика.

Технология сварки трением с перемешиванием (СТП), которая считается одним из наиболее значимых прорывов в сварочном производстве за последние десятилетия, позволяет в значительной степени избежать указанных проблем, так как соединение происходит в твердофазном состоянии. Принцип этого метода заключается в ведении инструмента специальной геометрии, состоящего из пина и плечиков, в стык между свариваемыми заготовками. С помощью фрикционного нагрева за счет трения плечиков о поверхность заготовки материал переводится в пластичное состояние и механически перемешивается пином при движении инструмента по заданной траектории. На сегодняшний день, существует возможность СТП меди толщиной от 0,5 мм до 40 мм. Тем не менее СТП меди и ее сплавов еще не получила столь же широкого распространения, как например СТП алюминиевых сплавов, что открывает большие перспективы для дальнейших исследований в этом направлении.

Подавляющее большинство опубликованных работ посвящено получению стыковых соединений, в то же время сварке внахлест и особенно наплавке (многопроходной СТП) меди уделено гораздо меньше внимания.

Авторами выполнены опытные работы по нанесению методом СТП слоя хромциркониевой бронзы БрХЦр (основа Cu, 1%масс. Cr, 0,15%масс. Zr) на основу из того же материала. Получен сплошной слой площадью 100x200 мм и толщиной 5 мм без дефектов сплошности с относительно равномерным распределением твердости в поперечном сечении. Отмечены особенности многопроходной СТП внахлест, в частности нестабильность термического режима сварки, которая может быть связана с неплотным прилеганием

свариваемых пластин. Также при многопроходной сварке наблюдается окисление поверхности свариваемых заготовок, что вероятно вызвано перегревом из-за постепенного замедления теплоотвода по мере накопления тепла в материале свариваемых деталей и крепежной оснастке.

Проведено сравнение микроструктуры и твердости соединений выполненных при низкой температуре СТП порядка 450 °С и высокой температуре порядка 700 °С. Показано, что после «холодной» сварки формируется структура с размером зерна 0,5-1 мкм и частицами хрома до 15 нм, в то время как после «горячей» сварки рекристаллизованные зерна имеют размер порядка 10-20 мкм и упрочняющие фазы до 100 нм. В первом случае твердость в ядре сварного шва достигала 150 HV1, во втором – находилась на уровне 90 HV1, твердость исходного материала 120 HV1. При необходимости, уровень твердости полученных сварных соединений можно регулировать при помощи термической обработки.

Работа выполнена в рамках гос. задания ИФМ УрО РАН по теме «Структура» № 12202100033-2 и комплексного проекта «Разработка новых материалов и технологий для формирования покрытий, стойких в условиях абразивного и коррозионного изнашивания» УМНОЦ мирового уровня «Передовые производственные технологии и материалы».

ОСОБЕННОСТИ РЕМОНТА КРУПНОГАБАРИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

Ларин М. В.¹, Тярин Я. И.¹, Ануфриев Д.¹, Кузнецов М. В.^{1*}, Попович А.А.¹

¹*Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия*

** e-mail: kuznetsov_mich@mail.ru*

В условиях импортозамещения и наложенных санкций восстановление изношенных деталей и узлов, в первую очередь изготовленных из импортных материалов, является актуальной и востребованной задачей.

Лазерная наплавка, как технология может быть широко использована для восстановления деталей, эксплуатируемых в агрессивных средах и подвергаемых поверхностному износу. Это относится к машинам и механизмам, используемым в двигателестроении, атомной энергетике, нефтехимическом производстве, горнодобывающей и металлообрабатывающей отраслях, судовом машиностроении и других отраслях промышленности.

На российском рынке применение данной технологии ограничено в первую очередь из-за отсутствия нормативной документации, а также недостаточным уровнем квалификации инженерно-технического состава на производственных предприятиях.

В работе представлен обзор мирового опыта использования ремонтной лазерной наплавки для восстановления изношенных поверхностей узлов и агрегатов. Проведен обзор

технологического инструментария и оборудования для технологии ремонтной лазерной наплавки. Представлена методика выбора и контроля порошковых материалов и наплавленного слоя.

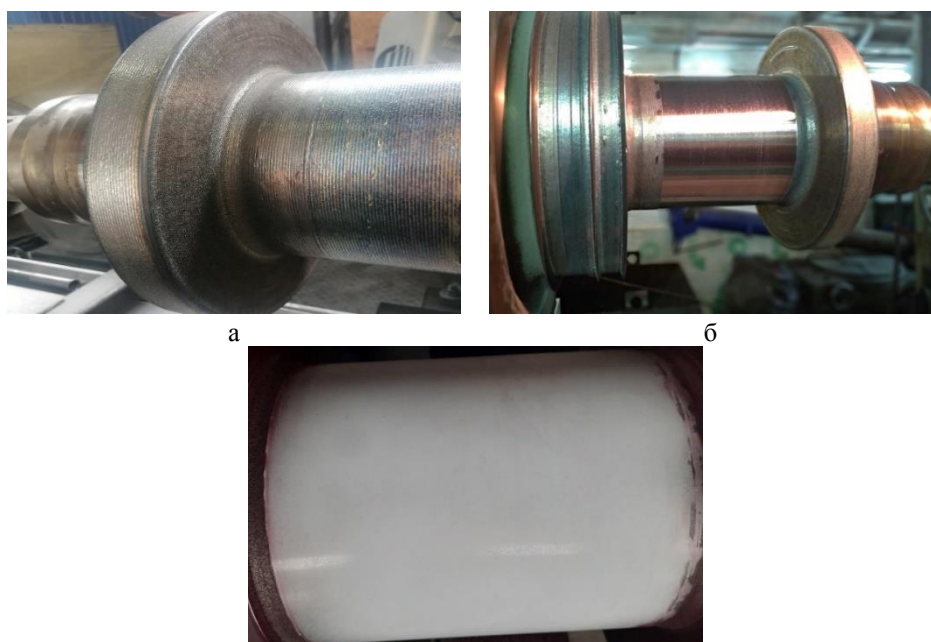
Для выполнения работ по лазерной наплавке крупногабаритных изделий, сотрудниками НИЛ «Лазерные и аддитивные технологии» СПбПУ изготовлен мобильный комплекс лазерной наплавки, позволяющий проводить работы на территории заказчика (рисунок 1).

Приведены результаты восстановления изношенных поверхностей опорной шейки, упорного диска и масляных уплотнений ротора осевого турбины высокого давления газоперекачивающего агрегата ГТК 10-4 (ОК ГТД ГПА ГТК 10-4) в количестве 4 шт. По результатам работы были проведены: ВИК, цветная дефектоскопия и механические испытания (рисунок 2в).



Рисунок 1 – Мобильный комплекс лазерной наплавки

Представлена оценка экономической эффективности применения лазерной наплавки для ремонта крупногабаритных изделий.



В

Рисунок 2 – Восстановление опорной шейки и упорного диска: а – после лазерной наплавки; б – после механической обработки; в – цветная дефектоскопия

ОБ АКТУАЛЬНЫХ ПРОБЛЕМАХ ОБРАЗОВАНИЯ КАЧЕСТВЕННЫХ Т-ОБРАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ КОНТАКТНОЙ РЕЛЬЕФНОЙ СВАРКЕ

Юманов Д.Н.^{1*}, Фурманов С. М.¹

¹*Белорусско-Российский университет, Могилев, Республика Беларусь
e-mail: oitsp.dmitriy.u@gmail.com*

Способы контактной рельефной сварки находят широкое применение в производственном секторе Республики Беларусь, Российской Федерации, стран СНГ и ближнего зарубежья, благодаря достаточно высокой производительности и большим потенциалом к автоматизации процесса. В основном, актуальные и важные задачи, которые ставятся в направлении совершенствования технологических процессов контактной рельефной сварки, связаны с обеспечением стабильно высокого качества сварных соединений, получаемых этим способом сварки. Проблематика обеспечения необходимого уровня качества соединений, в первую очередь связана с недостаточной информативностью нормативных документов и литературы в плане рекомендуемых значений параметров режима сварки с учетом геометрических особенностей рельефных соединений.

Распространенной проблемой корректного определения параметров режима контактной рельефной сварки Т-образных соединений является применение обобщенных и универсальных методик. Традиционное определение параметров режима рельефной сварки основано на уравнении теплового баланса, которое используется для контактной точечной сварки и учитывает со значительными приближениями геометрию и форму рельефного элемента. Как следствие, это приводит к завышению или занижению расчетного значения сварочного тока $I_{св}$ и прочих параметров режима. Кроме того, следует отметить, что существующие методики определения параметров режима рельефной сварки не учитывают степень деформации рельефа на разных временных промежутках, на практике же часто требуется предусмотреть ввод электрической энергии с «мягким» приложением импульсов сварочного тока [1].

При контактной рельефной сварке Т-образных соединений одной из актуальных проблем является образование дефектов. В производственных условиях технологическими процессами рельефной сварки заложены требования и условия обеспечения высокой степени точности сохранения геометрических параметров после сварки. Одними из самых распространенных дефектов Т-образных соединений являются непровар и несплавление по периметру соединения, или с какой-либо его стороны. Кроме того, следует отметить, что при нарушении цикла сварки часто наблюдается разрушение составляющих рельефного элемента Т-образного соединения, например, резьба и скосы поверхностей, эксплуатация такого сварного узла в дальнейшем не представляется возможной.

Весомая проблема образования качественного Т-образного соединения при контактной рельефной сварке заключается в ограниченных возможностях оборудования для управления

циклом сварки. Серийные регуляторы сварочных процессов, которыми, в большинстве случаев, комплектуются сварочные контактные машины, позволяют задавать параметры режима цикла сварки по жесткому закону, что приводит к резким скачкам импульсов сварочного тока. В некоторых случаях, при использовании различных форм рельефов Т-образных сварных соединений, например, таких как «острой гранью», это приводит к резкому нагреву металла до температуры плавления и дальнейшему выбросу его из зоны соединения вместе с выплеском [2].

Перспективным решением проблем, связанных с серийным оборудованием и аппаратурой для управления процессом контактной рельефной сварки, является применение компьютерных систем регулирования параметров режима с целью их более точного задания. Однако, использование таких систем управления в производственных условиях может вызвать ряд проблем, которые связаны появлением дополнительных затрат на специализированные устройства и узлы, а также сложной и порой недоступной, для операторов контактных сварочных машин, интеграцией со сварочным оборудованием.

В связи с вышеуказанными проблемами, в производственных условиях все чаще базовые технологические процессы контактной рельефной сварки заменяют на способ механизированной дуговой сварки в среде защитных газов. С точки зрения обеспечения механических характеристик сварных конструкций это является оптимальным решением, но в экономическом плане переход на способ механизированной дуговой сварки влечет за собой значительные дополнительные расходы.

Стоит отметить, что в настоящее время исследователями способов контактной рельефной сварки обширно ведутся работы по совершенствованию способа, которые в первую очередь связаны с повышением качества сварных соединений. Это достигается путем определения оптимальных параметров режима контактной рельефной сварки, составления рекомендательных значений для конкретных типов рельефных элементов благодаря методам математического и компьютерного моделирования, а также экспериментальным исследованиям. Активно развивается направление разработки эффективных корректирующих и адаптивных систем управления процессом сварки с программным управлением и обладающими доступной интеграцией с узлами контактной сварочной машины.

Библиографический список

1. Фурманов, С. М. О влиянии энергии тепловложения на ширину линии сплавления Т-образных соединений при рельефной сварке с программным управлением / С. М. Фурманов, Д. И. Якубович, Д. Н. Юманов, Л. С. Малашенко, И. А. Наумовец // Вестник Белорус.-Рос. ун-та. – 2021. – №4. – С. 88-95.
2. Фурманов, С. М. О влиянии тока подогрева на прочность соединений при контактной рельефной сварке / Фурманов С. М., Юманов Д. Н., Якубович Д. И., Емельянов С. Н., Королёв Е. М. // Вестник Белорусско-Российского университета, №3 (76), 2022 г. – стр. 87-95.

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ И ИМПУЛЬСНАЯ СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 7075-T6

Ван Кэци^{1*}, Яковлева П.А. ¹, Наумов А.А. ¹

¹Санкт-Петербургский Политехнический Университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

* email: van5.k@edu.spbstu.ru

При сварке трением с перемешиванием (СТП) как скорость вращения инструмента (ω), так и скорость сварки (v) оказывают существенное влияние на микроструктуру и механические свойства. Для повышения производительности процесса СТП используется высокоскоростная СТП (ВСТП) [1]. В процессе импульсной СТП (ИСТП) на инструмент действует переменная сила в вертикальном направлении. Изменение осевой силы при ИСТП заставляет сварочный инструмент совершать возвратно-поступательное движение, что приводит к эффектуковки, влияющему на микроструктуру и механические свойства [2].

ВСТП и ИСТП в настоящей работе применяли для соединения алюминиевого сплава 7075-T6. В зоне перемешивания (ЗП) происходит динамическая рекристаллизация, приводящая к формированию мелкозернистой микроструктуры. Неполный провар в нижней части шва при ВСТП связан с недостаточным перемешиванием из-за высокой скорости сварки, утонение шва при ИСТП считается результатом проковывающего воздействия инструмента на материал шва.

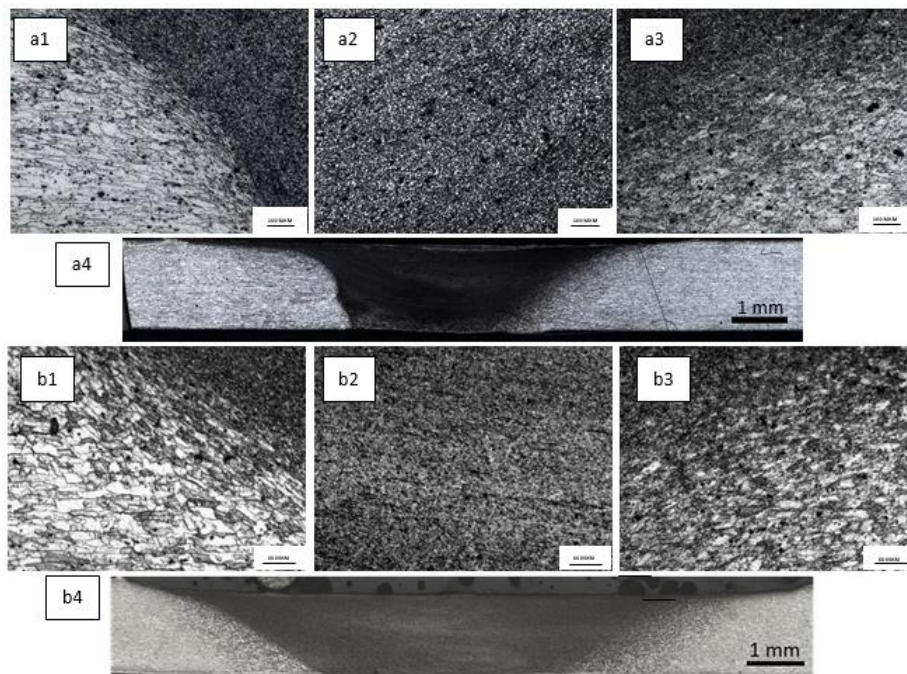


Рисунок 1 - Микроструктура швов ВСТП(а) и ИСТП(б): (1) ЗТМВ-АС; (2) ЗП; (3) ЗТМВ-РС; (4) Макроструктура

После сварки формируются зоны разупрочнения – зоны термического влияния (ЗТВ). ЗТВ в швах ВСТП расположена на 4 мм от центра шва, для ИСТП - 6 мм. ИСТП с

дополнительными импульсами усиливает пластическую деформацию, увеличивая протяженность ЗТМВ, тем самым делая зону разупрочнения дальше от центра шва. Микротвердость ЗП для швов ВСТП составляет 160~170 НВ, а в ЗП швов ИСТП составляет 135~165 НВ. Уровень микротвердости швов ВСТП выше, чем у швов ИСТП.

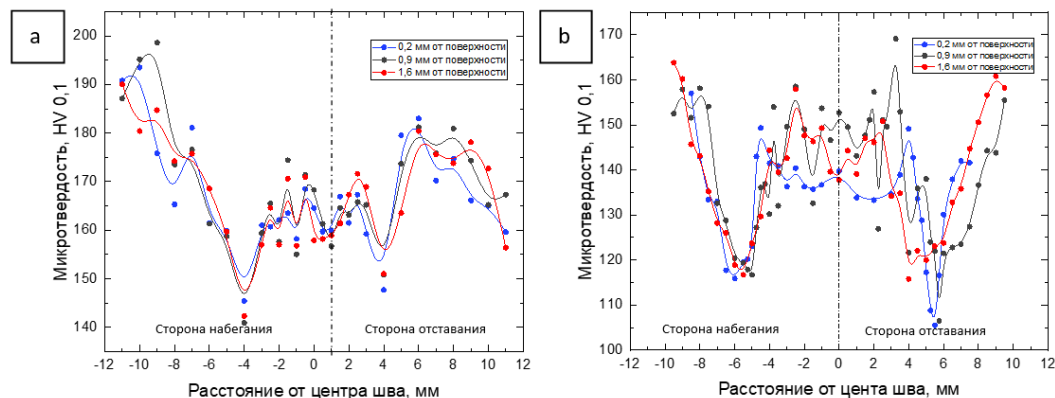


Рисунок 2 - Распределение микротвердости в поперечном сечении швов: (а) ВСТП; (б) ИСТП

Механические свойства приведены в таблице 2. Шов ИСТП имеет более высокий предел прочности (σ_b), чем шов ВСТП, удлинение шва ИСТП примерно в два раза больше, чем ВСТП.

Таблица 1 - Испытание на растяжение соединений ВСТП и ИСТП

	σ_b (МПа)	σ_T (МПа)	E (%)
ВСТП	402 ± 39,0	346,3 ± 18,2	2,4 ± 1,7
ИСТП	434,1 ± 14,1	310,6 ± 3,4	4,6 ± 0,9

Библиографический список

- Huijie Liu, Xiangqian Liu, Xiangguo Wang [et al] Mechanical properties and their relations to microstructural characteristics of high-speed friction stir-welded AA6005A-T6 aluminum hollow extrusions. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2017. – Vol.88.– 3139-3149P.
- Iuliia Morozova, Aleksei Obrosov, Anton Naumov [et al] Impact of impulses on microstructural evolution and mechanical performance of Al-Mg-Si alloy joined by impulse friction stir welding. Materia. – 2021. – Vol.14.– 347-362P.

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ АРКТИКИ И ВОДОРОДНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Паршин С.Г.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
parshin@spbstu.ru

Развитие Арктики и водородной энергетики требует решения фундаментальных и прикладных задач в области материаловедения, металлургии и сварки в целях повышения надежности, работоспособности и долговечности сварных конструкций [1]. Конструкционные и функциональные материалы арктического применения используются в строительстве,

транспорте и энергетике. Конструкции водородной энергетики для сжиженного H_2 и CH_4 включают трубопроводы, танкеры, железнодорожные и автомобильные цистерны, компрессоры, турбины, насосы, системы накопления и хранения, двигатели. Применение контролируемой термомеханической обработки позволило создать передовые хладостойкие и криогенные стали и сплавы с прочностью до 1600 МПа, пластичностью, высокой ударной вязкостью и коррозионной стойкостью [2]. Однако свариваемость передовых сталей и сплавов осложняется из-за хрупкого разрушения при низких температурах, снижения вязко-пластических свойств, водородного и температурного охрупчивания.

Для повышения хладостойкости, вязко-пластических свойств шва и снижение анизотропии сварных соединений разработана концепция комплексной модификации сварных соединений при обогащении сварочной ванне модификаторами I и II рода при совместном введении фторидов и боридов редкоземельных и щелочноземельных металлов. Для снижения водородного охрупчивания сталей и сплавов предложена концепция комплексного удаления водорода за счет связывания гидроксильных групп OH полимерными анионными кластерами -Al-O-Al- и -Si-O-Si-. Электрохимическое связывание гидроксила и диффузионного водорода в алюмофтористых шлаках происходит при электрохимическом взаимодействии между гидроксидом OH^- и анионами AlF_4^- ; AlF_6^{3-} ; $Al_2F_7^-$; $Al_2F_9^{3-}$ с образованием связей -F-H-F- и -Al-O-Al-.

Создание надежных сварных конструкций Арктики и водородной энергетики возможно при реализации концепции синергетических уровней, которая основана на системных связях при изготовлении конструкций из изотропного проката и включает три уровня: получение металлического проката с изотропной микроструктурой и механическими свойствами; получение сварных соединений с пониженной анизотропией; получение сварных конструкций с гарантированным сроком эксплуатации.

Целью синергетических уровня I в металлургических и термомеханических процессах производства стали является получение изотропного проката на основе микроструктурного дизайна с заданными механическими характеристиками и напряженно-деформированным состоянием (НДС). Переход на уровень II возможен при условии изотропного проката уровня I при устранении микрохимической анизотропии и контроле НДС в сварном соединении за счет синергетического эффекта в металлургических процессах в сварочной ванне и в сварном шве. Получение изотропных сварных соединений позволяет перейти на уровень III на основе синергетического эффекта в моделировании, дизайне и технологическом инжиниринге сварной конструкции с последующим умным онлайн мониторингом её состояния при эксплуатации. Реализация концепции синергетических уровней возможна при решении ряда фундаментальных и прикладных задач при координации Российской академии наук, которые

объединены автором в систему актуальных направлений исследований в материаловедении для сварных конструкций Арктики и водородной энергетики.

Система разделена на 4 блока по направлениям исследований: материаловедение, металлургия сталей, производство сталей, металлургия сварки. В каждом направлении указаны системные задачи, решение которых необходимы для реализации концепции синергетических уровней. Для решения задач выделены инструменты: термодинамическое и физико-механическое моделирование, моделирование и дизайн конструкций. Разработка эталонных баз по термодинамическим и теплофизическим свойствам веществ является особенно важной для программ моделирования.

Металлургия высокопрочных сталей для сварных конструкций хладостойкого и криогенного назначения должна основываться на микроструктурном дизайне. Металлургия и микроструктурный дизайн сталей должны учитывать влияние сварочных термических циклов и напряжений, повторных и наследственных фазовых превращений в металле шва и ЗТВ.

В области материаловедения большой потенциал имеют исследования микромеханики разрушения, водородного охрупчивания, кинетики кристаллизации, фазовых превращений, механизмов упрочнения, образования вторичных фаз и неметаллических включений. Проектирование сварных конструкций для низкотемпературной и криогенной эксплуатации должно быть основано на бионическом дизайне, снижении массы, металлоёмкости, применении умных самонагревающихся и самодиагностирующихся систем, интегрированных в сварные конструкции.

Библиографический список

1. Горынин И.В. Конструкционные материалы – важный элемент надежности и экологической безопасности инфраструктуры Арктики // Арктика: экология и экономика. 2015. № 3 (19). С. 82–87.
2. Rudskoi, A.I. and Parshin, S.G. Advanced Trends in Metallurgy and Weldability of High-Strength Cold-Resistant and Cryogenic Steels. *Metals* 2021, 11, 1891, pp. 1–26.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК КАРБИДА И БОРИДА ВОЛЬФРАМА, КАРБИДА ХРОМА НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ЭКВИАТОМНОГО СПЛАВА CrFeNi, СФОРМИРОВАННЫХ КОРОТКОИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ

Степченков А.К.^{1*}, Макаров А.В.¹, Волкова Е.Г.¹, Харанжевский Е.В.²

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

²*Удмуртский государственный университет, Россия, Ижевск*

**e-mail: stepchenkov@imp.uran.ru*

В промышленных отраслях значительная группа оборудования подвержена агрессивным внешним воздействиям. Для обеспечения долговременной работоспособности функциональной поверхности оборудования требуется поверхностное покрытие, поскольку именно в поверхностных слоях развиваются процессы износа, коррозии и зарождения

усталостных трещин, которые являются главными причинами выхода из строя подавляющего числа деталей и механизмов. Поэтому использование дорогостоящих высоко- и среднеэнтропийных сплавов (ВЭС и СЭС) в виде тонких лазерных покрытий даст существенный экономический эффект за счет экономии материала. Применение технологий лазерной наплавки с использованием коротких лазерных импульсов позволяет получать высокие скорости нагрева и охлаждения. Вследствие интенсивного охлаждения в покрытиях могут образовываться сильно неравновесные состояния и пересыщенные твердые растворы. Благодаря таким образованиям формируются покрытия, обладающие уникальными прочностными и трибологическими характеристиками [1-2].

Основу большого количества эквиатомных многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов (с четырьмя и более элементами) составляют такие элементы, как хром (Cr), железо (Fe) и никель (Ni). В совокупности три упомянутых выше элемента образуют среднеэнтропийный эквиатомный сплав (СЭС) CrFeNi, обладающий относительно высокими антикоррозионными и механическими свойствами при меньшей стоимости по сравнению с рядом многокомпонентных сплавов. Как правило, такие однофазные СЭС с ГЦК структурой обладают хорошей пластичностью, но недостаточной прочностью при комнатной температуре, что ограничивает их потенциальное применение [3, 4]. Поэтому актуальным направлением для дальнейших исследований является разработка способов улучшения механических свойств рассматриваемых сплавов. В литературе встречаются сведения о том, что выделение второй фазы в ГЦК матрице может улучшить механические свойства сплава [5]. Поэтому с целью повышения прочностных свойств возможно использование добавок различных упрочняющих частиц – карбиды, бориды и др. К примеру, карбид вольфрама WC, обладает высокой износостойкостью, коррозионной стойкостью, а также термодинамической стабильностью. Добавление подобных упрочняющих частиц при лазерной наплавке сплава CrFeNi может стать эффективным способом повышения его прочностных характеристик.

Работа заключалась в исследовании влияния добавок карбида и бориды вольфрама, карбида хрома на структуру и микротвердость сформированных короткоимпульсной лазерной наплавкой покрытий на основе среднеэнтропийного эквиатомного сплава CrFeNi в виде сферического порошка фракции 50-150 мкм. Для упрочнения CrFeNi сплава использовали две марки добавок в виде порошка: Amperit 543.059 (42% WC + 42% CrC + 16% Ni) производства Höganäs (Швеция) с фракцией 5-30 мкм и GP10BN (60% WC + 30% WB + 10% Co) производства Luoyang Golden Egret Geotools Co., Ltd (Китай) с фракцией 10-30 мкм. На многофункциональной лазерной импульсной установке LRS AU производства компании ОКБ «БУЛАТ» (твердотельный лазер YAG:Nd³⁺ с длиной волны 1,064 мкм) методом шликерной лазерной наплавки были подготовлены образцы с добавлением 3 и 10 масс.%

вышеупомянутых порошков упрочняющих частиц. Наплавку производили в камере с продувкой защитным газом – аргоном; длительность импульсов составляла 3,5 мс, а их периодичность 20 Гц. По результатам исследований микротвердость по методу восстановленного отпечатка наплавленных покрытий варьировалась примерно от 350 до 800 HV_{0,025}. При этом средняя микротвердость наплавленного лазером покрытия из исходного CrFeNi сплава без добавок составляет 330 HV_{0,025}. Микроструктуру покрытий исследовали с применением просвечивающей электронной микроскопии.

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

Степченко А.К. благодарит Институт физики металлов имени М.Н. Михеева за поддержку работы по государственному заданию ИФМ УрО РАН по теме № 122021000033-2, которая выполнялась в рамках молодежного проекта ИФМ УрО РАН № 22-13/мол.

Библиографический список

1. Ultralow friction behavior of B₄C-BN-MeO composite ceramic coatings deposited on steel / E.V. Kharanzhevskiy, A.G. Ipatov, M.D. Krivilyov, A.V. Makarov, F.Z. Gil'mutdinov, E.G. Volkova // Surface and Coatings Technology. – 2020. – V. 390. – 125664. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125664.
2. Tribological performance of boron-based superhard coatings sliding against different materials / E.V. Kharanzhevskiy, A.G. Ipatov, A.V. Makarov, F.Z. Gil'mutdinov, N.N. Soboleva, M.D. Krivilyov // Wear. – 2021. – V. 477. – 203835. – DOI: 10.1016/j.wear.2021.203835.
3. Temperature dependence of the mechanical properties of equiatomic solid solution alloys with face-centered cubic crystal structures / Z. Wu, H. Bei, G.M. Pharr, E.P. George // Acta Materialia. – 2014. – V. 81. – P. 428–441. – DOI: 10.1016/j.actamat.2014.08.026.
4. Twin-induced transformation strengthening of CoCrNi-based medium-entropy alloy with a gradient nanostructure / Z. Ding, J. Xie, C. Wang, T. Wang, A. Chen, X. Wang, B. Gan // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – V. 24. – P. 3969–3976. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.03.175.
5. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties / J.Y. He, H. Wang, H.L. Huang, X.D. Xu, M.W. Chen, Y. Wu, X.J. Liu, T.G. Nieh, K. An, Z.P. Lu // Acta Materialia. – 2016. – V. 102. – P. 187–196. – DOI: 10.1016/j.actamat.2015.08.076.

К ВОПРОСУ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ПОВЕРХНОСТНЫЙ СЛОЙ ОБРАБОТКОЙ ИМПУЛЬСНЫМ ТЛЕЮЩИМ РАЗРЯДОМ

Юманова А.Н.^{1*}, Шеменков В.М.¹, Алекса Д.О.¹

¹*Белорусско-Российский университет, Могилев, Республика Беларусь*

** e-mail: www.anuta994@mail.ru*

Как известно на эксплуатацию различных деталей машин существенное влияние оказывает поверхностный слой. В зависимости от его состояния определяются такие свойства как контактная выносливость, механическая прочность и износостойкость. Наиважнейшей задачей, стоящей на сегодняшний день перед современной промышленностью является разработка способов, повышающих износостойкость рабочих поверхностей.

Одним из перспективных способов, позволяющих получить необходимые характеристики поверхностного слоя является обработка тлеющим разрядом. Данная обработка позволяет проводить модифицирование поверхности различных конструкционных и инструментальных материалов [1].

Однако стоит отметить, классическая обработка тлеющим разрядом зачастую не позволяет в полной мере получить необходимые результаты, к таким как глубина модифицированного слоя. Это объясняется нелинейностью процессов, протекающих при взаимодействии тлеющего разряда с обрабатываемой поверхностью.

Для того чтобы можно было получить необходимую глубину модифицированного слоя для различных материалов в Белорусско-Российском университете разработан способ, характеризующийся тем, что обработка происходит в тлеющем разряде с определенной частотой его горения [2, 3]. Зная электрическое сопротивление материала, мы можем задать такие характеристики тлеющего разряда, которые позволят получить глубину модифицированного слоя. Стоит отметить, что на удельное электрическое сопротивление материалов в большей степени оказывают легирующие элементы.

Таким образом, авторами работы проведен ряд экспериментальных и теоретических исследований по выявлению влияния легирующих элементов на глубину поверхностного слоя при обработке импульсным тлеющим разрядом. Установлено, что изменение состава стали и процента содержания в ней легирующих элементов значительно сказывается на величине удельного электрического сопротивления. Например, углеродистые и низколегированные стали обладают в несколько раз лучшей проводимостью электрического тока, чем высоколегированные и жаропрочные, которые имеют высокое содержание никеля и хрома. Поэтому величина удельного электрического сопротивления может использоваться в качестве характеристики, которая отображает влияние легирующих элементов при обработке тлеющим разрядом. В результате выявленных зависимостей появилась возможность прогнозирования глубины модифицированного слоя в зависимости от применяемого материала обрабатываемого изделия [4].

Библиографический список

1. Структурно-фазовое модифицирование инструментальных материалов тлеющим разрядом : [монография] / В.М. Шеменков [и др.] ; под общ. Ред. Канд. техн. наук, доц. В.М. Шеменкова. – Могилев: Беларус.-Рос. Ун-т, 2017. – 270 с. : ил.
2. Особенности формирования модифицирования поверхностных слоев на детали из сталей импульсным тлеющим разрядом / Елисеева А.Н., Шеменков В.В. // Высокие технологии в машиностроении: материалы XVIII Всероссийской научно-технической конференции / Отв. ред. Р.Г. Гришин. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2021. – с.218-220.
3. Перспективы применения импульсной ионно-плазменной обработки в машиностроении/ А.Н. Елисеева, М.А. Рабыко, В.В. Хитриков//Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии: материалы Междунар. науч.-техн. конф. / М-во образования Респ. Беларусь, М-во науки и высшего образования Рос. Федерации, Беларус.-Рос. ун-т ; редкол. : М. Е. Лустенков (гл. ред.) [и др.]. – Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2021.- с.48-49.
4. Газовый импульсный разряд как источник модифицирования поверхностных слоев металлических материалов / А.Н. Елисеева, В.М. Шеменков // Материалы I Междунар. науч.-техн. конф. (Сарапул, май 2021 г). – Ижевск : Изд-во УИР ИжГТУ имени М. Т. Калашникова, 2021. – с.139-141.

СЕКЦИЯ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ И ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОГО ПРОФИЛЯ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ

Рудской А.И.¹, Коджаспиров Г. Е.^{2*}

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет, Санкт-Петербург, Россия,

² Санкт-Петербургский политехнический университет, ИММиТ, Научно-образовательный центр, "Исследование и моделирование материалов", 195251 Санкт-Петербург, Россия

*e-mail: gkodzhaspirov@yandex.ru

В последнее годы важнейшим направлением развития России является как создание трубопроводных и транспортных систем, обеспечивающих транспортировку газа, нефтепродуктов и других материалов, так и разработка и создание технологии изготовления ответственных изделий, используемых в авиационно-космической технике и транспортном машиностроении, особенно в рамках импортозамещения, для которых требуются современные материалы с повышенными эксплуатационными свойствами. Очевидно, что решение поставленных задач требует применения специальных технологий при создании изделий из материалов, способных работать в сложных условиях, в том числе, при высоких и низких температурах. Современный уровень развития технологий вызывает необходимость разработки научно-технологических основ управления структурой металлических материалов с использованием цифровых технологий, основанных на использовании моделирования, и применимых для изготовления изделий с заданными механическими и эксплуатационными свойствами. Поэтому разработка моделей управления структурой и физико-механическими свойствами сталей и сплавов для создания цифровых технологий управления изготовлением изделий с использованием пластического деформированием представляет собой одну из важнейших задач в области современного материаловедения. Хорошо известно, что заданные физическо-механические и эксплуатационные свойства металлических материалов обеспечиваются соответствующей дислокационной и зеренной структурой, фазовым составом, морфологическими особенностями и др.. Большая часть деталей изделий ответственного назначения имеет сложную форму и изготавливается с применением различных методов пластического формообразования (штамповки, прокатки и др.) и, в первую очередь, с применением горячего пластического деформирования. К настоящему времени существует достаточно большое количество исследований, связанных с изучением влияния температурно- деформационно-скоростных параметров пластического формообразования на структуру и механические свойства металлических материалов, на развитие динамической и статической рекристаллизации с помощью физического моделирования. При этом в большинстве случаев ограничиваются исследованием образцов

простого профиля сечения типа полос или кругов. Между тем, для построения управляемого с применением цифровых технологий процесса изготовления полуфабриката сложного профиля сечения с использованием высокотемпературного пластического деформирования, требуется количественная оценка влияния напряженно-деформированного и структурного состояния в различных частях сечения изделия и оценка взаимосвязи структуры с получаемыми физико-механическими свойствами.

Особый интерес представляет создание моделей управления структурой металлических материалов для высокоэнтропийных жаропрочных суперсплавов, используемых в энергетической и авиационной промышленности, в частности, при изготовлении деталей энергетического оборудования - двигателей и турбин. Корректная информация об изменении микроструктуры в процессе горячей деформации необходима для разработки моделей управления процессом структурообразования и оптимизации технологии пластического формообразования, в т.ч. в режимах высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). В данной работе представлены результаты использования комплексного подхода при использовании методов физического и численного моделирования, а также оценки рекристаллизации с помощью использования специальных диаграмм для оптимизации технологий горячего пластического формообразования высоколегированных коррозионностойких аустенитных сталей и высокоэнтропийных суперсплавов.

Библиографический список

1. A. Rudskoi, G.Kodzhaspirov - Influence of the Temperature-Strain Parameters on the Structure Evolution and Carbide Transformations of Cr-Ni-Ti Stainless Steel. MATERIALS, 2022, 15, 2784.
2. Г.Е. Коджаспиров, Е.И. Камелин - Исследование динамической рекристаллизации высокопрочной низколегированной стали с применением физического моделирования. Materials Physics and Mechanics 27 (2016) 215-222.

ПЛОТНОСТЬ КОМПЛЕКСНЫХ НИОБИЕВЫХ СПЛАВОВ

Ренёв Д.С., Заякин О.В., Кель И.Н., Михайлова Л.Ю., Сычёв А.В.
ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург, Свердловская обл., Россия
e-mail: sense199@mail.ru

Ниобийсодержащие ферросплавы широко применяются для легирования и микролегирования сталей. Ниобий является тугоплавким металлом, имеющим температуру плавления 2470 °С и плотность 8,57 г/см³ [1]. Получивший наибольшее распространение для обработки стали феррониобий марок ФН655-ФР660 также имеет высокую температуру плавления (1560-1900 °С) и плотность. Это создает ряд трудностей при вводе ниобия в расплавленную сталь (особенно при ковшевом легировании) – увеличиваются время плавления и растворения ниобия, снижается степень усвоения ниобия сталью, затягивается время плавки, требуется дробление ферросплава до фракции < 5-10 мм. В связи с этим нами

изучена возможность получения новых комплексных ниобиевых ферросплавов, соответствующих современным требованиям микролегирования стали. При разработке составов новых ниобийсодержащих ферросплавов учитывалось [2], что ферросплав должен иметь температуру начала плавления не выше 1400 °С и плотность ниже плотности жидкой стали; для снижения степени угара основного компонента в сплаве должны быть химически активные элементы (Si, Ca, Al), соответствующие обрабатываемой марке стали.

Для разработки новых рациональных составов ниобийсодержащих ферросплавов были изучены их физико-химические характеристики, к которым относится плотность [3].

По плотности все ферросплавы можно разделить на три условные группы: тяжелые, оптимальные и легкие. Тяжелые сплавы имеют плотность выше плотности жидкой стали (более 7000 кг/м³). У легких сплавов плотность менее 5000 кг/м³, у оптимальных – 5000–7000 кг/м³. Сплавы, обладающие оптимальной плотностью, наиболее полно вовлекаются в гидродинамическое движение потоками стали в ковше и успевают наиболее быстро и полно расплавиться, и полностью усвоиться железоуглеродистым расплавом [4].

Для исследований выплавлены опытные образцы ниобиевых сплавов с различным содержанием алюминия и кремния. Химический состав ферросплавов представлен в таблице.

Для теоретического расчета использовали метод аддитивного сложения, который учитывает влияние каждого компонента сплава на величину плотности в зависимости от его содержания, не учитывая фазового состава. Для экспериментального определения истинной плотности сплавов использовали пикнометрический метод [5]. Значения плотностей исследуемых ферросплавов представлены в таблице.

В сплавах 1-3 при увеличении содержания алюминия до 15,1 % плотность образцов стабильно снижается от 6280 до 5300 кг/м³. В образцах 4, 5, 1 увеличение содержания кремния с 13,3 до 25,6 % приводит к снижению плотности сплава с 6700 до 6280 кг/м³.

Таблица – Химический состав и плотность исследуемых ферросплавов

№ сплава	Химический состав, %*				Плотность, кг/м ³	
	Nb	Al	Si	Ti	Расчетная	Истинная
1	25,3	0	25,6	3,4	6520	6280
2	24,0	5,7	22,8	1,9	6420	5880
3	21,3	15,1	18,5	0	6210	5300
4	25,2	3,4	13,3	2,6	7040	6700
5	23,3	3,4	19,2	3,2	6690	6560

* Остальное – железо

Данные зависимости объясняются значительно более низкой плотностью кремния (2329 кг/м³) и алюминия (2698 кг/м³) по сравнению с плотностями основных составляющих компонентов ферросплавов – ниобия и железа [6]. Характер кривых зависимостей значений

плотности от содержания Si и Al теоретического расчета и экспериментального определения идентичен, а расчетные значения плотности немного выше экспериментальных, что может объясняться более плотной структурой образующихся фаз.

Таким образом, все рассмотренные комплексные ниобиевые сплавы обладают рациональными значениями плотности - 5000-7000 кг/м³ и относятся к оптимальной группе ферросплавов, что соответствует требованиям современных условий металлургического производства. Образцы стандартных марок феррониобия (50-65 % Nb) обладает неблагоприятными значением плотности (> 7000 кг/м³) и относятся к группе тяжелых ферросплавов. Можно сделать вывод, что выплавка комплексных сплавов с пониженной концентрацией ниобия и повышенным содержанием Si (13-26 %) и Al (до 15 %) является эффективным способом снижения плотности ниобиевых ферросплавов до рациональных значений.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-19-00252, <https://rscf.ru/project/21-19-00252>.

Библиографический список

1. Гасик М.И., Лякишев Н.П. Физикохимия и технология электроферросплавов. Днепропетровск: Системные технологии, 2005. – 448с.
2. Жучков В.И., Мальцев Ю.Б. Физико-химические характеристики новых комплексных ферросплавов // Сборник научн. трудов «Физическая химия и технология в металлургии». Екатеринбург: УрО РАН, 1996. – С. 131-144.
3. Жучков В. И., Заякин О. В. Разработка состава и процесса получения многокомпонентных ферросплавов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2020. – Т. 63, № 10. – С. 791-795.
4. Research of physical and chemical characteristics of the new complex calcium-containing ferroalloy / Y. N Makhambetov, N. R. Timirbayeva, S. O.Baisanov, A. S. Baisanov // CIS Iron and Steel Review. 2020. Т. 19. P. 18-22.
5. Study of the physicochemical characteristics of complex boron-containing ferroalloys / I.N. Kel, V.I. Zhuchkov, D.S. Renev at. el. // AIP Conference Proceedings 2313. 2020. P. 050015.
6. Зиновьев, В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. Справ. изд. / В.Е. Зиновьев - М.: Металлургия, 1989. - 384 с.

Порошковые технологии и материалы для высокотемпературных областей применения

Левашов Е.А.^{1*}, Погожев Ю.С.¹, Потанин А.Ю.¹, Астапов А.Н.¹, Зайцев А.А.¹

¹Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, Москва, Россия

* levashov@shs.misis.ru

Изучены механизм и стадийность фазообразования твердых растворов (Zr_{1-x}Ta_x)V₂, (Hf_{1-x}Ta_x)V₂, (Zr_{1-x}Nb_x)V₂, (Hf_{1-x}Nb_x)V₂ в волне горения СВС- систем. Сочетанием методов СВС, горячего прессования (ГП) или искрового плазменного спекания (ИПС) изготовлены керамические материалы с содержанием тантала в металлической подрешетке до 27 ат.%. Твердые растворы (Hf_{0,8}Ta_{0,2})V₂ и (Hf_{0,6}Ta_{0,4})V₂ показали рекордные значения твердости, модуля упругости. Исследованы особенности синтеза, структура и свойства субмикронных керамических порошков эвтектического состава HfV₂-HfC, полученных сочетанием методов высокоэнергетической механической обработки (ВЭМО) и элементного синтеза. Порошок

является гетерофазным, каждая частица состоит из зерен диборида и карбида гафния, обладает повышенной спекаемостью, что позволяет его консолидировать до плотности 98%.

Изготовлены керамико-матричные композиты (КМК) составов $\text{HfB}_2\text{-X\%SiC}$, $(\text{Hf,Ta})\text{B}_2\text{-X\%SiC}$, $(\text{Zr,Nb})\text{B}_2\text{-X\%SiC}$, $(\text{Hf,Nb})\text{B}_2\text{-X\%SiC}$, в том числе дискретно-армированные волокнами карбида кремния. Изучено их термомеханическое поведение при сжатии в условиях статического нагружения при $T=1600\text{-}1800$ °С в среде аргона при приложении нагрузки в направлениях параллельно и перпендикулярно вектору ориентации волокна. Исследовано влияние температуры ГП на процессы рекристаллизации волокна и характер его взаимодействия с матрицей. Процессы окисления при 1200 °С и 1650 °С описываются степенным законом с показателем степени $3,4 < n < 8,1$ и $2 < n < 3,6$, соответственно, что отражает эволюционные изменения в структуре оксидных пленок, приводящие к повышению окислительной стойкости. Для керамик на основе $(\text{Hf,Ta})\text{B}_2$ и $(\text{Zr,Ta})\text{B}_2$ кинетика при 1650 °С характеризуется степенным законом с показателем $1 < n < 2$, указывающим на диффузионно-кинетический режим, когда развитие процессов окисления определяется не только диффузией реагентов через оксидный слой, но и скоростью химических реакций. Механизм окисления КМК на основе HfB_2 включает образование гетерогенной оксидной пленки на основе боросиликатного стекла, модифицированного гафнием, с распределенными в нем частицами $\text{HfSiO}_4/\text{HfO}_2$. Механизм окисления КМК на основе $(\text{Hf,Ta})\text{B}_2$ и $(\text{Zr,Ta})\text{B}_2$ включает образование многослойной гетерогенной оксидной пленки, представленной поверхностным слоем боросиликатного стекла, модифицированного гафнием и танталом, и подслоем из частиц $\text{HfSiO}_4/\text{HfO}_2$ или $\text{ZrSiO}_4/\text{ZrO}_2$. Подтверждена гипотеза о стабилизации танталом оксидов циркония и гафния. Наряду с модификацией танталом боросиликатного стекла и допирования решетки ZrO_2 и HfO_2 в структуре пленок образуются фазы TaB_2 , $\text{Hf}_6\text{Ta}_2\text{O}_{17}$. Помимо моноклинной модификации $m\text{-HfO}_2$ в оксидном слое присутствует стабилизированная орторомбическая фаза $o\text{-HfO}_2$. КМК на основе HfB_2 , $(\text{Zr,Ta})\text{B}_2$, $(\text{Hf,Ta})\text{B}_2$ показали высокую стойкость к воздействию высокоэнтальпийных потоков окислительного газа вплоть до 2600 °С. Также изучена окислительная стойкость КМК при динамическом воздействии высокоэнтальпийного потока воздушной плазмы при мощности плазмотрона 4,2-6,5 МВт/м². В процессе испытаний форма и размеры образца не менялись, а на его фронтальной поверхности образовался защитный оксидный слой толщиной до 150 мкм.

Получены КМК в системах $\text{ZrB}_2\text{-ZrSi}_2\text{-MoSi}_2$, $\text{HfB}_2\text{-HfSi}_2\text{-MoSi}_2$, $\text{ZrB}_2\text{-TaB}_2\text{-TaSi}_2$. Кинетика окисления керамики $\text{ZrB}_2\text{-ZrSi}_2\text{-MoSi}_2$ при 1650 °С подчиняется параболическому закону, что указывает на эволюцию структуры оксидных пленок, а $\text{HfB}_2\text{-HfSi}_2\text{-MoSi}_2$ – логарифмическому закону со скоростью окисления менее $2,8 \times 10^{-5}$ мг/(см²×с). Механизм определяется формированием многослойных структур, состоящих из $\text{SiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3$ и подслоев на

основе оксидов ZrO_2 , $ZrSiO_4$ или HfO_2 , $HfSiO_4$.

Синтезированы твердые растворы $(Ta,Zr)C$, $(Ta,Hf)C$, $(Nb,Zr)C$, $(Ta,Nb,Zr)C$ с эффектом упрочнения при увеличении доли циркония, гафния, а также высокоэнтропийные карбиды $(Hf,Ta,Ti,Nb,Zr)C$, $(Hf,Ta,Nb,Zr)C$. Установлены зависимости электросопротивления от температуры, которые носят линейный характер $R=0,055T+18,595$ и $R=0,065T+14$, а также температурные зависимости теплоемкости, температуропроводности, теплопроводности. Благодаря образованию защитного слоя из оксикарбидов карбидные композиции продемонстрировали высокую окислительную стойкость вплоть до $3000\text{ }^{\circ}C$.

С режиме горения осуществлен синтез в системе $Ta-Si-C-C_2F_4$. Получены иерархически структурированные керамики, содержащие нановолокна $SiC_{нв}$, образующиеся в волне горения *in situ* по механизму «пар-жидкость-кристалл» через эвтектический расплав $TaSi_2-Si$. Керамика состава $SiC-TaSi_2-TaC-SiC_{нв}$ характеризуется твердостью до 20 ГПа, прочностью на изгиб 420 МПа, трещиностойкостью $12,5\text{ МПа}\times\text{м}^{1/2}$. Изучен процесс химической конверсии смеси $SiC-TaSi_2-TaC-C$ при ГП с исчезающей жидкой фазой и образованием керамики $SiC-TaC$ плотностью $5,5\text{ г/см}^3$, твердостью 22 ГПа, $K_{IC} = 6\text{ МПа}\times\text{м}^{1/2}$, $\sigma_{изг} = 256\text{ МПа}$, $\lambda = 36\text{ Вт/(м}\times\text{К)}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках проекта № 23-49-00141.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ СИНТЕТИЧЕСКИХ И ПРИРОДНЫХ АЛМАЗОВ

Витязь П.А.¹, Хейфец М.Л.^{2*}, Сенють В.Т.¹, Афанасьев В.П.³

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь

²Институт прикладной физики НАН Беларуси, Минск, Беларусь

³Институт геологии и минералогии им. акад. С.С. Соболева СО РАН. Новосибирск, Россия

*mlk-z@mail.ru

Изучение минералов, обнаруженных в кратере Попигайского месторождения, показало присутствие в них разнообразных углеродных, в том числе и алмазоподобных, а также других переходных структур, сформированных в результате столкновения метеорита с графитосодержащими породами. Для изучения процессов образования структур целесообразно на основе кристаллохимических представлений, по диаграммам состояния рассматривать связь степеней свободы физико-химической системы с формирующимися фазами, определять рациональное число и структуру взаимосвязей степеней свободы [1]. Рассматривать образование структур и фаз по диаграммам – геометрическим образам соотношений состав – свойство системы позволяет физико-химический анализ сложных систем [2,3]. Основными принципами анализа физико-химических диаграмм являются

предложенные Н.С. Курнаковым принципы непрерывности и соответствия [4]. Согласно принципу соответствия, на диаграмме каждой фазе должен отвечать определенный геометрический образ, а в соответствии с принципом непрерывности, этот образ должен быть непрерывным. Цель работы – определить по диаграмме состояния физико-химической системы при образовании углеродных, в том числе алмазоподобных и других комплексных структур, положения линий, описывающих фазовые переходы, их количество, возрастающее в результате формирования промежуточных фаз и переходных структур.

Анализ процессов образования разнообразных структур и фаз при высоких давлениях и температурах формирования синтетических и природных алмазов, для их идентификации потребовал изучения топологической модели диаграммы состояния углерода [5], а так же возможных путей ее трансформации, с учетом диссипации поглощаемой энергии.

Формирование новых связей на графе рассматривалось поэтапно, в соответствии со вторым принципом Н.С. Курнакова: соответствия топологической модели физико-химической системе. Степени свободы системы $C=C_6+1$, определялись через число связных кусков графа C_6 . При этом следили за тем, чтобы добавление новых элементов (вершин, граней, ребер) не изменяло число степеней свободы. Построение диаграммы состояния углерода, проводилось в соответствии с первым принципом Н.С. Курнакова: непрерывности свойств физико-химической системы, в зависимости от температуры T и давления P , с учетом поглощаемой при возрастающей скорости синтеза структур энергии E .

Трансформация топологической модели проводилась на принятой за основу [5], соответствующей, фазовой диаграмме состояния углерода. С учетом образования дополнительной фазы, появляется вершина графа, а следовательно, соответствующая грань и два ребра, ее отделяющие. Так как образуется новая фаза, то кристаллизация фаз имеет разные варианты и происходит в общем случае не одновременно, поэтому за солидусом, выделяются переходные зоны для различной последовательности выпадения твердых фаз из расплава. С учетом кинетики переходного процесса выделения фаз, сходного с перитектическим, на топологической модели появляются три новые грани, четыре ребра и вершина. В результате, фазовая диаграмма состояния углерода, в зависимости от температуры T и давления P , с учетом поглощаемой энергии E , при возрастающей скорости синтеза структур имеет область, включающую импактные алмазы, а также переходные области выпадения из жидкости ультрадисперсных алмазов и микрогруппировок графита.

Таким образом, анализ трансформации топологической модели позволил предложить фазовую диаграмму состояния углерода, в зависимости от температуры T и давления P , учитывающую поглощение энергии E , при возрастающей скорости синтеза структур. Диаграмма отражает новые области образования фаз при формировании синтетических и

природных алмазов, включающие импактные высокодефектные алмазы, а также переходные области, связанные с выпадением из жидкости как ультрадисперсных алмазов, так и микрогруппировок графита.

Библиографический список

1. Хейфец, М.Л. О самоорганизации процессов формирования свойств поверхностного слоя при комбинированных методах обработки металлов / М.Л. Хейфец // Доклады АН Беларуси, 1995, Т.39, № 2. – С.109-113.
2. Аносов, В.Я. Основы физико - химического анализа / В.Я. Аносов, М.И. Озерова, Ю.Я. Фиалков. - М.: Наука, 1976. - 504 с.
3. Хейфец, М.Л. Анализ процессов самоорганизации при обработке металлов по диаграммам состояний физико-химических систем / М.Л. Хейфец // Доклады АН Беларуси, 1995, Т.39, № 6. – С.109-113.
4. Курнаков, Н.С. Введение в физико - химический анализ / Н.С. Курнаков. - М. - Л.: Издательство АН СССР, 1940. – 562 с.
5. Витязь, П.А. Анализ метастабильных и неравновесных процессов по диаграммам состояния при синтезе сверхтвердых материалов / П.А. Витязь, М.Л. Хейфец // Доклады НАН Беларуси, 2007, Т. 51, № 2. – С.95-99.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Бобрынина Е. В.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

** e-mail: bobrynina@inbox.ru*

Композиционные материалы на основе меди, содержащие наночастицы углерода в основном получают методом механического размола. Как правило, наночастицы углерода располагаются по границам зерен, что способствует измельчению зерна и упрочнению композита. В работе представлено исследование микроструктуры и свойств дисперсно-упрочненных материалов медь-фуллереновая сажа (Cu-ФС), полученных методом механического измельчения с последующим горячим прессованием. Показано влияние наночастиц фуллереновой сажи на свойства композита. Фуллереновая сажа (ФС) была предоставлена компанией Suzhou Dade Carbon Nanotechnology Co. Частицы ФС имеют сферическую форму и средний размер 40 нм. В качестве меди использовался порошок марки ПМС1, со средним размером частиц 50 мкм. Композиционные порошки были получены в планетарной шаровой мельнице Pulverisette 7 в атмосфере аргона в несколько этапов. На первом этапе осуществлялось смешивание при 200 об/мин в течение 60 мин, далее проводили размол при 600 об/мин. После измельчения порошки компактировались методом горячего прессования. На рентгенограммах наблюдалось уширение дифракционных максимумов для всех образцов после размола, что связано с образованием дефектов. Микротвердость порошка чистой меди составила 120 ± 5 HV, а композиционного порошка - 221 ± 10 HV. После горячего прессования твердость компактных образцов составляла 75 и 160 HV для Cu и Cu-ФС соответственно. Снижение твердости компактных материалов, по сравнению с порошками,

объясняется частичным снятием напряжений во время горячего прессования. На микроструктуре чистой меди наблюдаются рекристаллизованные зерна со средним размером 3 мкм. В то время как, композиционные материалы медь-фуллереновая сажа имеют сложную структуру с бимодальным распределением зерен (3 мкм и 155 нм). Дисперсно-упрочненные материалы Cu-ФС сохраняют свойства при нагреве до температуры 700 °С. С повышением температуры отжига выше 700 °С твердость композита снижается до 118 НВ. Композиционный материал Cu-ФС, полученный методом механического размолла с последующим горячим прессованием, обладает твердостью 160 НВ и термической стабильностью до температуры 700 °С.

Исследование выполнено в рамках гранта Президента Российской Федерации МК-1579.2022.4.

ПРОИЗВОДСТВО КОНВЕРТЕРНОЙ СТАЛИ ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВНЕПЕЧНОГО ВАКУУМИРОВАНИЯ

Мельник С. Г.^{1*}, Ковалев П. В.¹, Рябошук С.В.¹, Бондарь В.И.², Кузнецов А.М.³

¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия*

²*Приазовский государственный технический университет, Мариуполь, Россия*

³*ООО «НПО Лаборатория специальных сталей и сплавов», Санкт-Петербург, Россия*

**e-mail: melnik.sg@gmail.com*

Для качественных сталей ответственного назначения, изделия из которых работают в сложных условиях, вполне закономерны имеющиеся требования о необходимости снижения в них концентрации водорода до 3, а в ряде случаев и до 1 ppm. Применение современной полиреагентной внепечной обработки таких сталей [1], включающей обработку синтетическими рафинирующими смесями, микролегирование, модифицирование ЩЗМ и вакуумирование, обеспечивает повышение качества стали, улучшение структуры металла, его пластических свойств, снижает содержание водорода и кислорода в металле, уменьшает количество неметаллических включений (НВ), снижает вероятность появления дефектов заготовки и проката – осевой несплошности, трещин, отбраковки и отсортировки по результатам ультразвукового контроля (УЗК) и других.

Большую эффективность получения стали повышенного качества путём удаления из металла нежелательных примесей, газов и НВ обеспечивает процесс её вакуумирования. Установлено [2], что вероятность появления брака при ультразвуковом контроле резко повышалась при содержании водорода в углеродистых сталях свыше 4 ppm. Для легированных сталей этот уровень составляет 2,0 – 2,5 ppm. Во многих исследованиях отмечается существенное влияние снижения содержания водорода в стали на увеличение её пластичности.

С целью изучения возможности повышения качества конструкционных, трубных и мостовых сталей конвертерного производства определили эффективность влияния параметров вакуумирования стали на содержание в ней газов и НВ.

Низколегированную сталь марок 08ГТ, 09Г2С, 10Г2С1Д, 17Г1СУ, 17Г1С, 17ГС, 10ХСНД, 15ХСНД, Е-36 и углеродистую: 3сп, 08сп, 20к, 20сп выплавляли в 350-тонном конвертере продувкой технически чистым кислородом (99,2 – 99,5% O₂) металлического лома и передельного чугуна. Для формирования шлака требуемой основности в конвертер по системе подачи ферросплавов и сыпучих материалов присаживали известь и плавиковый шпат. Продувку металла кислородом и присадку материалов в конвертер осуществляли по действующей в конвертерном цехе технологии. По окончании продувки металла на повалке конвертера производили замер температуры и отбор проб металла и шлака для определения химического анализа. После получения результатов анализа углеродистый полупродукт выпускали в сталеразливочный ковш, в котором производили все последующие технологические операции по легированию, раскислению, корректировке химического состава и температуры, микролегированию, модифицированию и вакуумированию. После завершения комплексной внепечной обработки сталь разливали на машине непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) в слябы толщиной 250 и 300 мм, которые после термообработки передавали на отгрузку или на прокатные станы для переката на листы и штрипсы.

Рафинирование стали в сталеразливочном ковше выполняли активными рафинировочными шлаками, формируемыми за счёт тепла расплавленного металла из металлургической извести (СаО) и плавикового шпата (СаF₂) в соотношении (СаО) : (СаF₂) = (3÷4) : 1 и присаживаемых в ковш в процессе выпуска из конвертера..

Вакуумирование сталей производили на установке порционного вакуумирования стали УПВС-350. Разрежение в вакуумной камере устанавливали на уровне 1 - 2 мм рт. ст. (134 Па). Коэффициент циркуляции составлял более 2,2 при массе порции металла в вакуумной камере не менее 30 т и числе циклов вакуумирования 25 и более. Вакуумирование начинали при температурах стали от 1590 до 1620 °С.

Изучение особенностей производства конвертерной стали показало возможность удаления при порционном вакуумировании до 40% кислорода и до 50% водорода.

При анализе макроструктуры литой заготовки трубных сталей после травления и получения серных отпечатков отмечено уменьшение осевой несплошности от 3 для обычной до 2 ÷ 2,5 балла для вакуумированной стали.

В результате вакуумирования отмечалось снижение содержания в листах стали НВ: - точечных оксидов (ст. 10Г2С1Д, 20К) на 0,2 ÷ 0,5 балла; - строчечных оксидов (ст. 10Г2С1Д, 20К, 08сп) на 0,4 ÷ 2,0 балла; - хрупкоразрушенных силикатов (ст. 20сп, 20к) на 0,7-2,3 балла.

Значения ударной вязкости на образцах вакуумированной стали выше на 9,5 - 48,6 % по сравнению со сталью, выплавленной по обычной технологии, что подтверждает улучшение пластичности вакуумированного металла. После вакуумирования стали перевод листов в несоответствующую продукцию по дефектам ультразвукового контроля уменьшается, примерно, в 10 раз.

Библиографический список

1. Тарасевич Н.И. Технология производства конвертерной стали с полиреагентным рафинированием / Н.И. Тарасевич, С.Г. Мельник, Р.Я. Якобше и др. – Киев.: Информлитъе, 2010. – 262 с.
2. Андрианов Д.Н. Исследование влияния содержания водорода при внепечной обработке стали на качество катаной и непрерывнолитой трубной заготовки. *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.* - Вып. 30. – с. 40 – 51.

РАДИАЦИОННОЗАЩИТНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ

Косников Г.А.^{1*}, Калмыков А.В.¹, Ковалев П.В.¹, Покровский Ю.Г.²
¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия*
²*НИЦ «Курчатовский институт – ЦНИИ КМ «Прометей»,
Санкт-Петербург, Россия*

Алюминиевые сплавы, обладающие, помимо уникального сочетания механических, эксплуатационных и специальных свойств, повышенными нейтронно-поглощающими (низкоэнергетические и медленные нейтроны) и гамма-защитными свойствами востребованы, в частности, в атомной энергетике, аэрокосмической отрасли и оборонной промышленности.

Объектом исследования настоящей работы являлись сплавы систем Al-Gd, Al-W и Al-Gd-W, в которых гадолиний рассматривался как преимущественно нейтронно-поглощающий, а вольфрам – как преимущественно гамма-рассеивающий элементы.

Лигатурные сплавы Al10Gd и Al10W, полученные в промышленных условиях (ООО «Орион-Спецсплав-Гатчина») использованы в качестве шихтовых материалов при получении сплавов технического алюминия с различным содержанием гадолиния и вольфрама. В настоящей работе с использованием оптической и электронной микроскопии исследовалась структура сплавов, оценивались механические, электрические и литейные свойства алюминиевых сплавов, содержащих отдельно (до 10,6%W и 11,7%Gd) и совместно W и Gd.

Данные о влиянии W и Gd на механические свойства опытных сплавов представлены на рисунке 1.

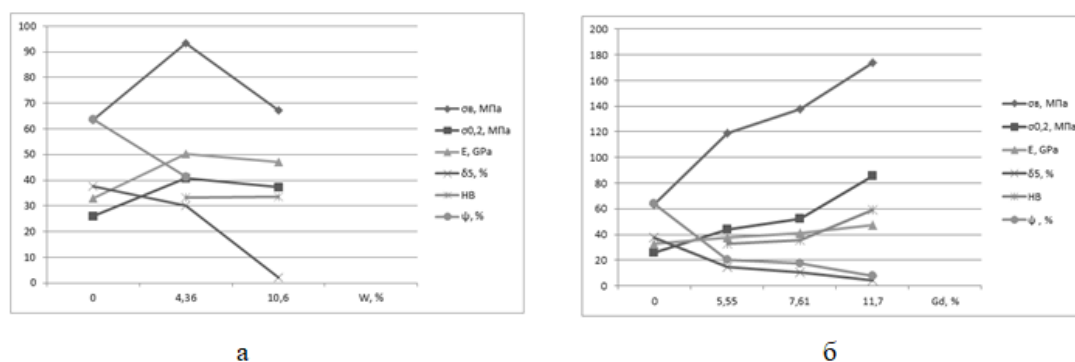


Рисунок 1 – Влияние вольфрама (а) и гадолиния (б) на механические свойства опытных сплавов

Из опытных сплавов изготовлены образцы (диаметр 50 мм, высота 5 и 10 мм) и переданы в ЦНИИ КМ «Прометей» для оценки радиационно-защитных свойств.

Были измерены спектры гамма-излучения для трех изотопов (^{60}Co , ^{133}Ba и ^{137}Cs) Полученные предварительные данные свидетельствуют о том, что не только вольфрам, но и гадолиний обладают гамма-поглощающими свойствами, уровень которых возрастает с увеличением энергии потока.

Альтернативой технологии получения сплавов Al-W методом высокотемпературного растворения вольфрама в расплавах алюминия является технология алюминотермического восстановления вольфрама из его солей. Перспективность этого направления подтверждается публикациями в отечественных [1,2] и зарубежных [3] изданиях.

В данной работе^x ставилась задача рассмотрения влияния материала реактора (тигля), состава и последовательности введения компонентов реактивной смеси, температурно-временных параметров процесса, характеристик металлической (алюминиевой) части шихты, расплава алюминия на параметры алюминотермического процесса восстановления вольфрама из оксида (триоксида) вольфрама WO_3 . Были сформулированы основные требования к технологическому процессу восстановления вольфрама из оксида вольфрама, обеспечивающему максимальный, в пределах исследованных факторов, выход реакции. Реализация требований позволила получить сплав со средним содержанием вольфрама в слитке около 3 масс.%. На рисунке 2 приведены оптическое и электронное изображения структуры сплава.

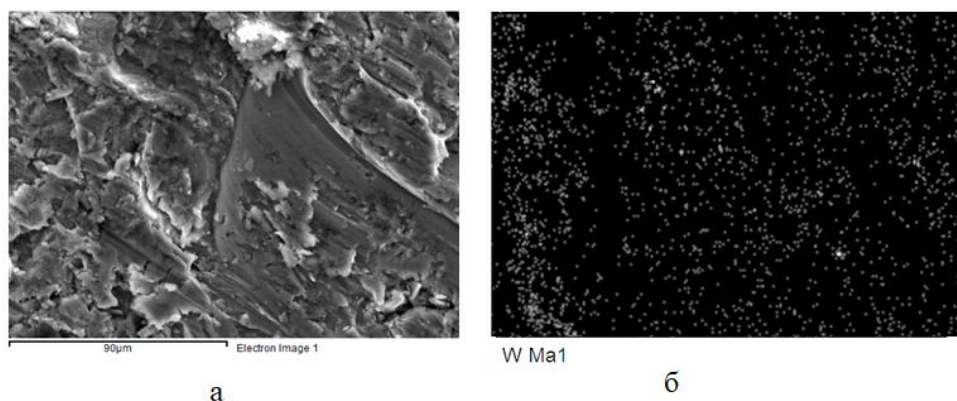


Рисунок 1.2 – Оптическое (а) и электронное (б) изображения структуры сплава (СЭМ SUPRA 50VP)

Библиографический список

1. Ри Хосен, Ким Е.Д. Получение композиционного сплава Al-W в ионном расплаве, Современные инструментальные системы, информационные технологии и инновации. МТО-49 19-20 марта 2020 г., с. 252 - 254 ISBN 978-5-9906417-1-7
2. А.И. Демидов, А.В. Калмыков, Г.А. Косников, А.Д. Каштанов. Применение металлотермии как способа получения композиционных алюминиевых сплавов //Композиты и наноструктуры / том 13/выпуск 1(49)/2021, С.19 – 22
3. J. H. Park, J. H. Lee, and K. H. Park, "Recovery of tungsten from ammonium paratungstate by aluminothermic reduction," Materials Letters, vol. 63, pp. 1761-1763, 2009.

^хВ работе принимал участие магистрант Чиянов А.А.

ОКСИДЫ РЗМ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ШЛАКОВ КОВШЕВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ СТАЛИ

Уполовникова А.Г.*, Шартдинов Р.Р., Сметанников А.Н.
Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия
e-mail: upol.ru@mail.ru

Разработка эффективных технологических приемов управления неметаллических включений является перспективным направлением улучшения комплекса свойств и качественных характеристик сталей. Одним из факторов регулирования количества, морфологии и распределения по объему металла сульфидных включений является содержание серы. Для организации производства стали с низким (до 0,003 – 0,005%) содержанием серы процесс десульфурации осуществляют на установках ковш – печь с формированием основных шлаков системы CaO-SiO₂-Al₂O₃ и глубоким раскислением стали алюминием. При этом одним из основных оксидных включений в стали, раскисленной алюминием, является корунд (Al₂O₃), который ухудшает свойства стали и приводит к «заращению» внутренней поверхности погружного стакана при непрерывной разливке. Негативное влияние корунда в стали может быть нейтрализовано путем его удаления в формируемый на установке ковш-печь основной жидкоподвижный шлак за счет снижения активности Al₂O₃. Однако на практике чрезмерное повышение основности рафинировочного шлака для снижения активности Al₂O₃ сопровождается, как правило, гетерогенизацией шлака, повышением температуры его плавления и снижением рафинирующих свойств. Одним из перспективных направлений

снижения коэффициента активности Al_2O_3 в основных рафинировочных шлаках может быть использование оксидов РЗМ. Применение оксидов РЗМ обеспечивает снижение температуры их плавления, повышение жидкоподвижности, увеличение коэффициента межфазного распределения серы и снижение коэффициента межфазного распределения РЗМ [1-3]. В работе приведены результаты исследования влияния оксида церия в шлаках системы $CaO-SiO_2-Al_2O_3-MgO-Ce_2O_3$ на физико-химические свойства. Получены новые данные о влиянии температуры, оксида церия и основности формируемых шлаков на равновесное межфазное распределение церия, вязкость, температуру кристаллизации, структуру и фазовый состав шлаков изучаемой оксидной системы.

Отмечено положительное влияние температурного фактора, основности шлаков и содержания оксида церия в исследованном диапазоне химического состава на процесс восстановления церия. Установлено, что в зависимости от температуры металла, основности шлака и содержания оксида церия в сталь, содержащую 0,17% углерода, 0,47% кремния и 0,05% алюминия, переходит до 20 ppm церия. Экспериментальные исследования подтвердили возможность прямого микролегирования стали церием из шлаков, содержащих оксид церия. Показано, что при основности 5 и 4 % Ce_2O_3 в шлаке после выдержки в течение 10 мин в металл переходит до 16 ppm церия.

ВОЗМОЖНОСТИ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СПЛАВА INCOLOY 825 ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ К МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ

Углунц Т.В.¹ *, Салынова М.А.¹

¹*Санкт-Петербургский Политехнический университет им. Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия
e-mail: tuglunts@mail.ru

Залогом успешного применения сплава INCOLOY 825 служит относительно простое строение микроструктуры без вторичных фаз, образующихся при остывании после отжига или сварки. На склонность к образованию той или иной фазы сильно влияет содержание легирующих элементов [1, 2, 3].

Из анализа составов, предлагаемых для использования в нефтехимической отрасли ISO15156/MR0175 [4] обладающих сравнимым или превосходящим набором свойств, выяснили, что в основном сплавы содержат больший процент Ni, а также часто в большей степени легируются Mo, W и Nb нежели Ti.

Цель работы оценить возможность незначительного изменения состава сплава INCOLOY 825 для повышения стойкости к МКК.

Материалом исследования служили образцы опытных плавок, полученные по технологии открытой индукционной выплавки в атмосфере инертного газа. Термодинамические расчеты фазообразования проводили с помощью ThermoCalc. Испытание сплавов на МКК проводилось в соответствии с методикой ASTM G28.

Таблица 1 - Химические составы экспериментальных плавок

№	Ni	Cr	Cu	Fe	Mo	W	Ti	Nb	Скорость коррозии, мм/г				
825	40	23	2	Ост.	3	-	1	-	0,196				
2							0,75	0,25	0,199				
3							0,25	0,75	0,226				
4					1	2	1	-	2	1		0,108	
5									1	2	1	-	0,173
6									-	3			0,231
7									1,5	1,5	0,5	0,5	0,153

Из расчетов, температуры начала образования σ – фазы для сплава 825 (табл.1) составляет $T_{н.о.}=808^{\circ}\text{C}$. С увеличением содержания вольфрама за счет молибдена в составах 4, 5, 6 (табл.1) $T_{н.о.}$ монотонно возрастает до 827, 898 и 960 $^{\circ}\text{C}$, соответственно. При этом послековки и стабилизирующего отжига объемная доля σ – фазы в составе 6 составит порядка 1,2 %. Данный сплав показал наименьшую стойкость при испытаниях на МКК, скорость коррозии при этом составила 0,231 мм/г.

Наилучшая стойкость к МКК в окислительных средах достигает при соотношении $\text{Mo:W} = 2:1$, при их суммарном количестве порядка 3%. С увеличением количества Nb за счет Ti скорость коррозии незначительно увеличилась, что связано с недостаточной степенью стабилизации [5].

По результатам исследования был подобран состав с комплексным легированием сплава INCOLOY 825 с повышенной стойкостью к МКК.

Библиографический список

1. Aberle D and Agarwal D C. High performance corrosion resistant stainless steels and nickel alloys for oil & gas applications. Paper SPE 08085 presented at Corrosion 2008, 16–20 March 2008, New Orleans LA
2. Al-Saadi M., Sandberg F., Kasarav A., Jönsson P, Hulme-Smith C.,. Hot Deformation Behaviour and Processing Map of Cast Alloy 825. Journal of Materials Engineering and Performance 2021 Journal article DOI: 10.1007/s11665-021-05957-0
3. RAYMOND, E. L. (1968). Mechanisms of Sensitization and Stabilization of Incoloy Nickel-Iron-Chromium Alloy 825. CORROSION, 24(6), 180–188. doi:10.5006/0010-9312-24.6.180
4. ISO15156/MR0175 Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production – Part 2: Cracking-resistant CRAs (corrosion resistant alloys) and other alloys.
5. Березовская, В.В. Коррозионностойкие стали и сплавы: учебное пособие / В.В. Березовская, А.В. Березовский. — Екатеринбург: Изд-во Урал. Ун-та, 2019.— 244 с.

МЕХАНИЗМЫ ПЕРЕХОДА К СВЕРХНИЗКОМУ ТРЕНИЮ В ПОКРЫТИЯХ НА ОСНОВЕ КАРБИДА БОРА И ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ

Харанжевский Е.В.^{1*}, Ипатов А.Г.²

¹Удмуртский государственный университет, Ижевск, Россия

Актуальной проблемой общего машиностроения является разработка покрытий, обеспечивающих низкий коэффициент трения и высокую износостойкость. Для обеспечения удовлетворительных триботехнических свойств обычно применяют комбинацию «твердая поверхность» — «мягкая поверхность». Традиционно применяют нормализованные или улучшенные стали, скользящие по антифрикционным сплавам на основе меди, олова или алюминия. Использование этих комбинаций материалов ограничено в динамических условиях эксплуатации, а их характеристики очень чувствительны к смазке. При недостаточной смазке сила сцепления, возникающая между телами скольжения, приводит к схватыванию и задиру поверхности, и пара трения быстро теряет работоспособность.

В докладе представлены способ получения, структура, механические и трибологические свойства сверхтвердых покрытий на основе карбида бора и гексагонального нитрида бора. Покрытия демонстрируют переход к режиму со сверхнизким коэффициентом сухого трения скольжения. Испытания проводились в условиях трения без смазки в сопряжении с различными контртелами из антифрикционных материалов, широко применяемых в машиностроении: бронзы, баббиты, алюминиевые и твердые сплавы.

Представленные в докладе результаты триботехнических испытаний позволили описать механизм формирования специального трибологического слоя, обеспечивающего переход к режиму сверхнизкого трения. Формирование специального трибослоя происходило только при повышенных температурах [1-4], поэтому общей особенностью таких покрытий была необходимость фрикционного разогрева контактирующих поверхностей в паре трения скольжения. Для устранения данного недостатка разработан и исследован новый класс покрытий, содержащих оксиды некоторых металлов. В докладе представлены состав и механизмы формирования покрытий, обеспечивающих сверхнизкий коэффициент сухого трения скольжения во всем интервале условий проведения испытаний. Данные покрытия обеспечивают стабильность работы пары скольжения без смазки при работе в широком диапазоне температур и длительных испытаниях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект 19-79-20012.

Библиографический список

1. Kharanzhevskiy E.V., Ipatov A.G., Makarov A.V., Gil'mutdinov F.Z., Soboleva N.N., Krivilyov M.D. Effect of oxygen in surface layers formed during sliding wear of Ni-ZrO₂ coatings. *Surface & Coatings Technology* 434 (2022) 128174
2. Kharanzhevskiy E.V., Ipatov A.G., Makarov A.V., Gil'mutdinov F.Z., Soboleva N.N., Krivilyov M.D. Tribological performance of boron-based superhard coatings sliding against different materials. *Wear* (2021) Vol. 477, 203835. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203835>
3. Ipatov, A.G., Kharanzhevskii, E.V., Ivanov, A.G. Modification of the Bearing Interfaces of a TKR7C-6 Turbocharger. *J. Mach. Manuf. Reliab.* 49, 545–549 (2020). <https://doi.org/10.3103/S1052618820060047>

4. Evgeny Kharanzhevskiy, Alexey Ipatov, Mikhail Krivilyov, and Alexey Makarov, Model experiment on reactive phase formation and solidification of B4C-BN composites via nanosecond pulse laser processing, Eur. Phys. J. Special Topics 229 (2020) 217-224 <https://doi.org/10.1140/epjst/e2019-900076-1>

РЕНТГЕНОВСКИЕ ЭФФЕКТЫ ВОЗДЕЙСТВИЯ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ФТОРОПЛАСТ

Сергиенко В.П.², Анисович А.Г.^{1*}, Меринов В.К.², Бухаров С.Н.²

¹Институт прикладной физики НАН Беларуси, Минск, Республика Беларусь

²Институт механики металлополимерных систем НАН Беларуси

*e-mail: anna-anisovich@yandex.ru

Магнитное поле является эффективным способом изменения материалов, используемых в парах трения. Исследованию данного направления посвящена обширная литература [1,2]. Исследования авторов по влиянию неравновесной низкотемпературной плазмы и магнитного поля на динамические механические и триботехнические характеристики фрикционных полимерных композитов приведены, в частности, в [3,4], где показано существенное улучшение триботехнических показателей. Механизмы влияния неравновесной низкотемпературной плазмы и магнитного поля на изменение свойств материалов не установлены. В данной работе проведены исследования рентгеновских эффектов влияния импульсного магнитного поля на материал для изготовления деталей трибосопряжений на основе фторопласта. Обработка образцов осуществлялась на экспериментальной установке (измеритель магнитной индукции импульсный ИМИ–И с проходным преобразователем) при импульсном воздействии магнитного поля [5] с напряженностью 20...60 кА/м биполярными импульсами в количестве 2 и 4. Форма импульса представлена на рис.1.

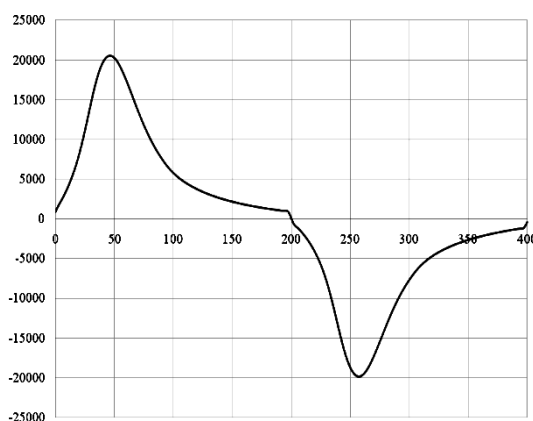


Рис.1. Форма импульса

После воздействия магнитного поля изменяется вид рентгенограммы (рис.2). Эффектом воздействия магнитного поля является перераспределение интенсивности интерференционных линий. Изменения аналогичны при всех исследованных значениях напряженности. Наибольшее влияние оказывают 2 импульса воздействия; при увеличении

количества импульсов до 4 рентгенограмма практически возвращается к исходному виду для напряженности 20 кА/м. При увеличении напряженности поля этот эффект не наблюдается.

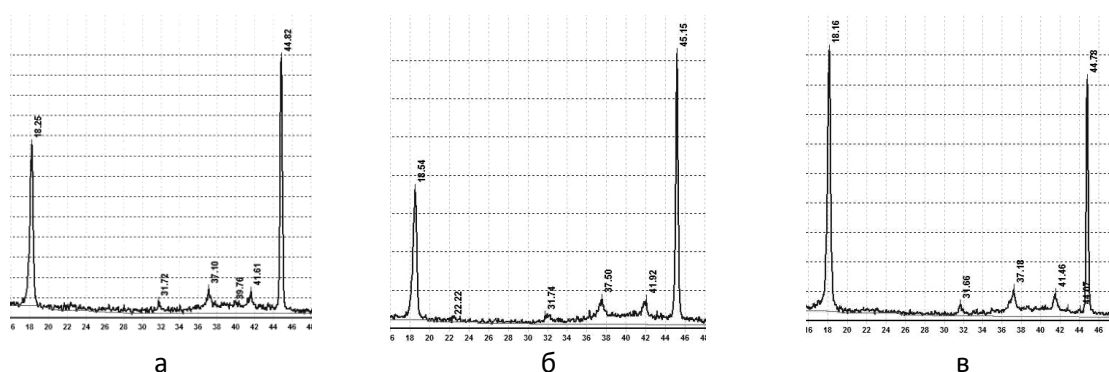


Рис.2. Изменение характерного участка рентгенограммы образцов после воздействия магнитным полем; напряженность 60кА/м, а –исходное состояние, б – 2 импульса, в – 4 импульса.

Результаты динамического и механического анализов показали изменение динамического модуля упругости и коэффициента потерь композиционного материала, обработанного магнитным полем, а также текстуры поверхности.

Библиографический список

1. Akrama, S. Improvement of the wear resistance of nickel-aluminium bronze and 2014-T6 aluminium alloy by application of alternating magnetic field treatment / S.Akrama, A.Babutskyi, A. Chrysanthou, D. Montalv, M. J. Whiting, N. Pizurova // *Wear*.-2021.- 203940.-pp.480-481.
2. Akrama, S. Improvement of the wear resistance of EN8 steel by application of alternating magnetic field treatment // S.Akrama, A.Babutskyi, A. Chrysanthou, D. Montalv, M. J. Whiting, O. P. Modi. // *Wear*.- 2021.- 203926.- pp.484-485.
3. Сергиенко, В.П. Влияние обработки высокочастотным электромагнитным полем на динамические механические и триботехнические характеристики фрикционных композитов с термореактивной полимерной матрицей / В.П. Сергиенко, С.Н. Бухаров, А.Г. Анисович, Н.С. Абед, А.Я. Григорьев. // *Трение и износ*.- 2021. — Т. 42, №6. — С. 619—628.
4. Bukharov, S. N. Tribotechnical Characteristics of Friction Polymer Composites / S. N. Bukharov, A. G. Anisovich, I. I. Filatova, T. A. Akhmetov, V. P. Sergienko, and A. Ya. Grigoriev // *Journal of Friction and Wear*- 2021.- Vol. 42.- No. 3.- pp. 139-145.
5. Устройство для измерения релаксационных характеристик ферромагнитного материала: пат. на полезную модель №8160 Респ. Беларусь, МПК G 01 R 33/14 / В. Ф. Матюк, А. А. Осипов, З. М. Короткевич; заявитель Ин-т прикладной физики НАН Беларуси. – №u20110726; заявл. 27.09.2011. – Оpubл. 16.01.2012 // *Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці*. – 2012. – № 2. – С. 264–265.

ИЗУЧЕНИЕ ЗАВИСИМОСТИ ТЕМПЕРАТУР КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ОКСИДНОЙ СИСТЕМЫ $\text{Nb}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2\text{-CaO-TiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ ОТ ОСНОВНОСТИ

Заякин О.В., Кель И.Н., Ренев Д.С., Шартдинов Р.Р.

Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург, Свердловская обл., Россия
e-mail: zferro@mail.ru

При переходе на новые виды шихтовых материалов отечественных месторождений изменяется не только состав выплавляемых сплавов, но и состав и физико-химические характеристики образующихся оксидных (шлаковых) расплавов, что приводит к необходимости их более глубокого изучения и оптимизации. Температуры кристаллизации и вязкость оксидных расплавов связаны с их структурой и определяются межчастичным взаимодействием, поэтому изучение этих параметров, наряду с другими физико-химическими

свойствами [1-3], позволяет оценить строение шлаковых расплавов, природу и величину взаимодействия между их компонентами.

В работе исследованы температуры кристаллизации оксидной системы $\text{Nb}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2\text{-CaO-TiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ в зависимости от основности (CaO/SiO_2). Состав изучаемых оксидных материалов (табл.) соответствует составам шлаков, образующихся при выплавке комплексных ниобиевых ферросплавов из отечественных черновых концентратов [4].

Таблица – Химический состав и температуры кристаллизации ($T_{\text{кр}}$) образцов ниобиевых шлаков

Образец	Химический состав, мас. %					Основность	$T_{\text{кр}}$, °C
	SiO_2	CaO	Nb_2O_5	TiO_2	Al_2O_3		
1	37,8	22,4	28,8	4,9	6,1	0,59	-
2	29,4	36,7	25,8	4,7	3,4	1,25	1190
3	20,4	42,8	29,7	4,3	2,6	2,10	1260

Расчет температур кристаллизации производили методом полулогарифмической обработки политерм вязкости (η) в координатах «логарифм вязкости - обратная температура (T^{-1})» на основании экспериментальных данных по вязкости опытных образцов, изучаемой оксидной системы, полученных с использованием вибрационного вискозиметра конструкции С.В. Штенгельмейера, работающего в режиме резонансных колебаний. В связи с более или менее резким изменением свойств системы при пересечении линии ликвидус в процессе охлаждения (в том числе и изменения вязкости) существует возможность определения температуры кристаллизации шлака по характеру кривой $\eta - T$. Криволинейная зависимость в координатах $\lg \eta - T^{-1}$ изображается ломаной линией [5]. За температуру начала кристаллизации ($T_{\text{кр}}$) принимали перелом, соответствующий на диаграмме самой высокой температуре.

Полученные значения температур кристаллизации оксидной системы $\text{Nb}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2\text{-CaO-TiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ представлены в табл. Кислые шлаки с основностью 0,59 характеризуются самыми высокими значениями (из исследованных материалов) вязкости 2,63 Па*с при 1420 °C и низкими температур кристаллизации. По характеру кривых образец № 1 относится к разряду «длинных» шлаков. Криволинейная зависимость для данного образца в координатах $\lg \eta - T^{-1}$ не имеет четко выраженного перелома, в связи с чем невозможно точно определить значения температуры кристаллизации изучаемого шлака. Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа, в шлаке присутствуют тугоплавкие фазы ($\text{CaSiO}_3 - 1540$ °C; $\text{CaAl}_2\text{Si}_2\text{O}_8 - 1553$ °C) и сверхтугоплавкие ($\text{Ca}_4\text{Nb}_2\text{O}_9 - 1956$ °C; $\text{Ca}_2\text{SiO}_4 - 2130$ °C). Присадка CaO до 36,7 % приводит к увеличению основности до 1,25, образованию материалов с температурой кристаллизации ~ 1190 °C, однако характер кривой кристаллизации всё еще

остаётся «длинным». Увеличение присадки СаО до 42,8 % приводит к снижению вязкости и увеличению температуры кристаллизации до 1260 °С, при этом шлак переходит в разряд «коротких».

Таким образом, присадка флюсующих материалов в виде СаО до 43 % позволяет получать благоприятные «короткие» шлаки с оптимальным значением основности 2,1, характеризующиеся температурой кристаллизации ~ 1260 °С.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-19-00252, <https://rscf.ru/project/21-19-00252>.

Библиографический список

1. Арсентьев П.П., Яковлев В.В., Крашенинников М.Г. и др. Физико-химические методы исследования металлургических процессов. М.: Металлургия, 1988. 511 с.
2. Sariiev, O., Kim, S., Zhumagaliev, Y. et al. Viscosity and crystallization temperature of ferroalloy slags from Kazakhstan ore // *Metallurgija*. 2020. Vol. 59. №. 4. P. 525-528.
3. Истомин С.А., Красиков С.А., Пастухов Э.А., Рябов В.В. Влияние ниобийсодержащих добавок на вязкость и электропроводность оксидно-фторидных расплавов // *Металлы*. 2006. № 2. С. 44-49.
4. Leont'ev L.I., Zhuchkov V.I., Zayakin O.V., Sychev A.V., Mikhailova L.Yu. Potential for obtaining and applying complex niobium ferroalloys // *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022. Vol. 65. № 1. С. 10–20..
5. Акбердин А.А. Избранные труды. Караганда: ПК «Экожан», 2008. - 754 с.
6. Зиновьев, В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. Справ. изд. / В.Е. Зиновьев - М.: Металлургия, 1989. - 384 с.

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ИЗВЛЕЧЕНИЯ КОБАЛЬТА ИЗ КАТОДНОГО МАТЕРИАЛА ОТРАБОТАННЫХ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ ДЛЯ ПОСЛЕДУЮЩЕГО СИНТЕЗА ТРОЙНЫХ ЛИТИРОВАННЫХ ОКСИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В КАЧЕСТВЕ КАТОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ЛИА

Косенко А.А.^{*1}, Пушница К.А.¹, Новиков П.А.¹, Попович А.А.¹

¹*Санкт-Петербургский Политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия*

**e-mail: alxndra.kosenko@gmail.com*

Использование литий-ионных аккумуляторов значительно возросло в последние годы, поскольку из-за их высокой плотности энергии они нашли применение во многих сферах, таких как электронные приборы, системы для хранения энергии и электромобили. Исследования по регенерации катодных материалов отработанных литий-ионных аккумуляторов для восстановления ресурсов и защиты окружающей среды сегодня привлекают все больше внимания.

В данной работе была проведена экстракция кобальта из катодного материала отработанного литий-ионного аккумулятора типа LCO, для дальнейшего использования извлеченного кобальта в качестве сырья для синтеза нового катодного материала NCM. Определение характеристик исходного катода LCO и полученного катода NCM было произведено с использованием сканирующей электронной микроскопии, рентгенофазового анализа и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Была использована следующая

методика синтеза: 2 г катода на фольге помещали в 1.5М раствор яблочной кислоты в перекиси водорода, перемешивали в магнитной мешалке в течение 60 минут при температуре 90°C, затем полученный раствор фильтровали от остатков фольги и шлама. В полученный раствор добавляли ацетаты никеля, марганца и лития в стехиометрическом соотношении для синтеза NCM111. Затем из раствора выпариванием удалялась вода, и полученный прекурсор катодного материала был термообработан с тремя ступенями выдержки: при 150°C - 30 минут, при 500 °C - 4 часа, при 850 °C -16 часов. Для приготовления электрода синтезированный катодный материал смешивали со связующим PVDF и сажей в соотношении 92:3:5, используя N-метилпирролидон в качестве растворителя. Электроды испытывались в литиевых макетах CR2032. Циклический заряд/разряд осуществлялся в диапазоне напряжений 4,3–2,8 В при плотности тока 0,1С.

Был исследован химический состав синтезированного материала, который показал атомное соотношение компонентов 0,35:0,3:0,35, что оказалось близким с желаемым соотношением 0,33:0,33:0,33.

Была исследована удельная разрядная емкость материала на первом цикле, которая составила 129 мАч/г, на 5 цикле -124 мАч/г, на 10 цикле – 118 мАч/г. Также был исследован циклический ресурс данного материала, на 1 цикле зарядная и разрядная емкости составили 137,73 и 136,16 мАч/г, на 60 цикле зарядная и разрядная емкости составили 112,21 и 107,0 мАч/г. соответственно. Потеря емкости за 60 циклов составила 21,5 %.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ЕМКОСТИ КОМПОЗИТА NCM–ОКСИД ГРАФЕНА

Чернявский В.А.^{1*}, Максимов М.Ю.¹

¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт – Петербург, Россия*

**e-mail: vlad.djxdr@gmail.com*

Графеноподобные материалы обладают отличной проводимостью, именно поэтому их часто используют в качестве проводящей добавки в катодах, а также для создания композиционных материалов графен - катодный материал. В нашей работе мы использовали коммерчески доступный оксид графена для создания композита с NCM 111. Определение характеристик исходного оксида графена было проведено с использованием рамановской спектроскопии, рентгенофазового анализа и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. Была использована следующая методика синтеза: 150 мг оксида графена растворяли в 75 мл изопропилового спирта во время обработки ультразвуком в течение 2 часов. Затем к полученному раствору добавляли NCM111 в массовом соотношении 95:5 и перемешивали в магнитной мешалке в течение 4 часов при температуре 50°C с последующей выдержкой при

90°C в течение 12 часов. Для приготовления электрода ранее полученную активную массу смешивали со связующим PVDF и сажей в соотношении 92:3:5, используя N-метилпирролидон в качестве растворителя. Electrodes испытывались в литиевых полужайках. Циклический заряд/разряд осуществлялся в диапазоне напряжений 4,2-2,5 В при плотности тока 0,1С и 0,05С.

Было исследовано, что разрядная мощность уменьшается и достигает минимума на 5-м цикле. Затем он начинает увеличиваться и после 20-го цикла достигает значений, более высоких, чем в первом цикле. По сравнению с чистым NCM (емкость которого составляет 140 мАч/г), композиция NCM-оксид графена достигает того же уровня после 35-го цикла. После 100 циклов ёмкость становится на 5% выше по сравнению с первым циклом. Тот же эффект наблюдался и для среднеразрядного напряжения.

Финансирование: Данное исследование было проведено Санкт-Петербургским политехническим университетом Петра Великого при поддержке программы стратегического академического лидерства Российской Федерации “Приоритет 2030” (Соглашение 075-15-2021-1333 от 30.09.2021).

К ВОПРОСУ ОБ ОЦЕНКЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТАЛОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Дегтярева С.П. ^{1,2*}, Коджаспиров Г.Е. ² Пескишев С.А. ³, Тихомирова Е.А. ⁴

1 ОАО «НПО Центральный котлотурбинный институт им. И.И. Ползунова»

2 Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

3 АО «Обуховский завод», Санкт-Петербург, Россия

4 АО «ОДК - Климов», Санкт-Петербург, Россия

*E-mail: Bulgakova.sf@gmail.com

Термическая усталость (ТУ) представляет собой процесс разрушения, развивающегося в изделиях, которые подвергаются периодическим теплосменам в условиях эксплуатации. Она является следствием пластической деформации материала ($\epsilon_{пл}$), возникающей в ходе теплосмен, т.е. термоциклического воздействия, что в результате приводит к необратимым структурным изменениям, сопровождающимся зарождением и развитием трещин. Методический подход к оценке ТУ долгие годы не совершенствовался, в то время как современные условия эксплуатации становятся все более экстремальными в отношении температурно-силовых параметров.

В данной работе представлен критический анализ методов термоциклических испытаний, применяемых в исследованиях термической усталости металлов в настоящее время и предложена новая методика испытаний, в большей степени соответствующая условиям нагружения в реальных деталях.

Наибольшее распространение в исследованиях ТУ получил метод Коффина с различными способами варьирования упругопластической деформации $\Delta\varepsilon = \varepsilon_{\text{упр}} + \varepsilon_{\text{пл}}$ и тем самым $\varepsilon_{\text{пл}}$ в цикле испытаний для построения зависимостей долговечности N_p от них, а также испытания на корсетных образцах в ЦКТИ им. И.И. Ползунова. Установлено, что присущие им особенности негативно сказываются на степени достоверности расчетов ресурса по полученным в испытаниях зависимостям $N_p = F(\varepsilon_{\text{пл}})$.

При этом расчеты и экспериментальные измерения $\varepsilon_{\text{пл}}$ показали, что в испытаниях корсетных образцов $\varepsilon_{\text{пл}}$ намного выше, чем в методе Коффина при одинаковых режимах. Предложено объяснение данного эффекта, согласно которому стесненную свободную термическую деформацию заплечиков корсетного образца вынуждена компенсировать его расчетная часть в середине, поскольку напряжения в заплечиках в полуциклах нагрева и охлаждения не достигают предела текучести материала из-за большего сечения образца, чем в середине.

На основании этого объяснения предложен оригинальный способ варьирования $\varepsilon_{\text{пл}}$ в цикле испытаний путем изменения формы и размеров заплечиков корсетного образца. В связи с этим термоциклические испытания с заданным термическим режимом предлагается проводиться на изготовленной заранее партии образцов с заплечиками расчетных размеров, но с одинаковой расчетной частью образца.

С целью проверки результатов расчета проведена экспериментальная проверка на образцах из стали 12Х18Н10Т, которая подтвердила расчетные данные, а также отсутствие пластической деформации в заплечиках образцов.

СЕКЦИЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ, КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ

ЭЛЕКТРОИСКРОВОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

А.Е. Кудряшов^{1*}, Ф.В. Кирюханцев–Корнеев¹, С.К. Муканов¹, М.И. Петржик¹,
Е.А. Левашов¹

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

* e-mail: ae kudr@yandex.ru

Эффективным способом повышения ресурса работы жаропрочных никелевых сплавов является применение защитных покрытий. Технология электроискрового легирования (ЭИЛ) или электроискровая обработка (ЭИО) успешно применяется для защиты от окисления никелевых сплавов, в т.ч. и полученных аддитивными технологиями [1-3].

Для повышения эксплуатационных характеристик никелевых жаропрочных сплавов перспективна ЭИО электродами MeSiB (Me: Zr, Hf, Mo) на основе боридов и силицидов металлов IV и VI групп таблицы Менделеева (составы MoSi₂–MoB; MoSi₂–MoB–HfB₂; MoSi₂–MoB–ZrB₂, HfSi₂–MoSi₂–HfB₂, ZrSi₂–MoSi₂–ZrB₂) [1, 2].

Целью работы являлось изучение особенностей массопереноса, структуры и свойств электроискровых покрытий на жаропрочных никелевых сплавах при использовании цирконийсодержащих электродов.

В качестве расходимых электродов использовали стержни из йодидного циркония (ТУ 95 46-97) и из сплава Zr-18% (мас. %) Ni. В качестве материалов подложек применяли жаропрочные никелевые сплавы, полученные по технологии селективного лазерного сплавления (СЛС) составов Ni-Al-Cr-Co-Hf (1 этап) и Ni-Al-Cr-Co-Nb-Hf (2 этап; образцы были подвергнуты дополнительно горячему изостатическому прессованию (ГИП)). ЭИО проводили в среде аргона.

На первом этапе работы определен оптимальный частотно-энергетический режим обработки никелевого сплава Ni-Al-Cr-Co-Hf при использовании электрода из циркония (I=120 А, f=3000 Гц, τ=20 мкс; ∑E=2,92 кДж×мин). На низкоэнергетических режимах (1,5 -2,9 кДж×мин) привес массы катода наблюдался только в первоначальный момент (1-4 минуты), при дальнейшей обработке фиксировалась убыль массы подложки. При использовании высокоэнергетических режимов (5,2-17,2 кДж×мин) происходил устойчивый привес, однако из-за интенсивного нагрева электродов, сильно ухудшалась шероховатость поверхностных слоев.

В результате обработки электродом из циркония на СЛС-сплаве формируются покрытия толщиной 15-30 мкм, сплошностью до 100 % и шероховатостью (Ra) 3,9-8,6 мкм.

ЭИЛ-покрытия характеризуются твердостью 9,0-12,5 ГПа и модулем упругости 122-145 ГПа. В структуре полученных покрытий найдены жаростойкие интерметаллиды циркония ($ZrNi_2Al$, $ZrNi$, $ZrCr_2$), а также оксиды ($Zr_3NiO(x)$, $Zr(O,N)$), образованные в результате взаимодействия циркония с растворенным кислородом, присутствующим в СЛС-образцах. Применение ЭИО обеспечило снижение шероховатости СЛС-образцов в 1,3-2,8 раза, повышение твердости в 1,3-1,8 раза, износостойкости в 7,5-20 раз и жаростойкости ($t=1150$ °С).

На втором этапе для обработки жаропрочного никелевого сплава Ni-Al-Cr-Co-Nb-Hf применяли электрод из эвтектического сплава Zr-18%Ni ($T_{пл}=960$ °С), с целью повысить качество электроискровых покрытий путем снижения $T_{пл}$ электродного материала [3]. Использовали рабочие инструменты с вибрирующим электродом, так и ротационного типа, а также меняли полярность подключения электродов.

Применение инструмента ротационного типа способствует увеличению привеса катода в 5 раз (режим $\Sigma E=2,92$ кДж×мин), по сравнению с вибрирующим электродом (при прямой полярности). Однако покрытия, сформированные вращающимся электродом, имеют более высокую шероховатость (Ra), 7,04 мкм (прямая полярность) и 5,37 мкм (обратная полярность). Шероховатость покрытий, полученных вибрирующим электродом, составляет, соответственно 3,10 мкм и 2,09 мкм. Электроискровые покрытия, сформированные сплавом Zr - 18% Ni, характеризуются толщиной 20-35 мкм, 100 % сплошностью, твердостью 10,9-14,1 ГПа и модулем упругости 160-174 ГПа.

Применение ЭИО способствует повышению твердости в 1,3 - 1,6 раза, износостойкости от 3,3 до 16,2 раз, а также снижению коэффициента трения. Полученные покрытия успешно защищают никелевый сплав от окисления в течение 5 ч ($t=1150$ °С).

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках проекта РНФ № 23-49-00141.

Библиографический список

1. Kudryashov A.E., Kiryukhantsev-Korneev Ph. V., Petrzhik M. I., Levashov E. A. Application of Zr-Si-B electrodes for electrospark alloying of Inconel 718 in vacuum, argon and air environment. CIS Iron and Steel Review, 2019, Vol. 18, pp. 46–51. DOI: 10.17580/cisisr.2019.02.10
2. Zamulaeva E.I., Zinovieva M.V., Kiryukhantsev-Korneev Ph.V., Petrzhik M.I., Kaplanskii Yu. Yu., Klechkovskaya V.V., Sviridova T.A., Shvyndina N.V., Levashov E.A. Protective coatings deposited onto LPBF-manufactured nickel superalloy by pulsed electrospark deposition using $MoSi_2$ -MoB-HfB₂ and $MoSi_2$ -MoB-ZrB₂ electrodes. Surface and Coatings Technology, 2021, 427, 127806. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2021.127806](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.127806)
3. Муканов С. К., Кудряшов А. Е., Наумова Е. А., Петржик М. И. Реакционное фазообразование при электроискровой обработке сплава ЭП741НП легкоплавким Al - Si-электродом Цветные металлы. 2020. № 8. с. 82-90. Doi: 10.17580/tsm.2020.08.11

ПОЛУЧЕНИЕ ИЗ ПОРОШКОВ ГУБЧАТОГО ТИТАНА ПОРИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНИЦИИРОВАННОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ РАЗРЯДОМ СВЧ

¹Савич В.В.* , ¹Голодок Р.П., ¹Тарайкович А.М., ¹Кузнечик О.О., ¹Лисовская Ю.О.,
²Харланов А.С.

¹*Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа,*

²*Дипломатическая академия МИД РФ*

* *vsavich@pminstitute.by*

Актуальность. Важное место в комплексной переработке природного газа и нефти занимают технологические процессы высокотемпературной парогазовой конверсии, фильтрации и сорбции, которые также реализуются при высоких температурах. На непрерывность и эффективность протекания этих процессов влияют надежность и долговечность используемых катализаторов, сорбентов и фильтров, которые испытывают повышенные термомеханические нагрузки, включая водородно-кислородную коррозию. Решению этой проблемы может способствовать разработка и совершенствование новых технологий получения композиционных материалов - носителей катализаторов, геттеров с структурными и физико-механическими свойствами, обеспечивающими повышение жаропрочности и стойкости к коррозии. Это и является целью данной работы.

Композиционные материалы на основе порошка губчатого титана и инициированный электрическим разрядом самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Ранее выполненные совместные исследования Института порошковой металлургии имени академика О.В. Романа (г. Минск, Беларусь) с ЦНИИ КМ «Прометей» (г. Санкт-Петербург, Россия) и Филиалом «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК (г. Курчатов, Казахстан) показали, что в качестве определенной основы для получения перспективных материалов – носителей катализаторов и геттеров могут использоваться порошковые композиции на основе порошка губчатого титана с добавками и алюминия и ниобия [1-3]. Введение этих добавок способствует повышению жаропрочности. Кроме этого, добавление ниобия в состав способствует и повышению сорбционных свойств. Для получения из порошка губчатого титана композиционных материалов носителей катализаторов и геттеров разработан метод последовательного использования импульсного тока, сначала высоковольтного (начальное напряжение разряда $U_0 = 1,2-1,6$ кВ, частота 1–2 Гц, при длительности импульсов – 60–80 мкс), а затем и низковольтного ($U_0 \leq 10$ В), например, с частотой 50 Гц. Благодаря такому последовательному прохождению импульсного тока на воздухе через подпрессованную, порошковую шихту, стало возможным осуществление инициированного электрическим разрядом СВС, под которым понимаются последовательно протекающие процессы электроимпульсного спекания и высокотемпературного окисления, обеспечивающего формирование пористых слоистых композитов с дисперсно-упрочненной

интерметаллидами жаропрочной металлической матрицы с керамической оболочкой, состоящей из оксидов титана и алюминия, обладающей повышенной стойкостью к водородно-кислородной коррозии.

Результаты использования иницированного электрическим разрядом СВС при получении перспективных материалов носителей-катализаторов и материалов-геттеров. С помощью вышеописанного метода разработана технология получения пористых носителей катализаторов и геттеров для высокотемпературного риформинга углеводородов. При использовании добавок алюминия, либо алюминия и ниобия, то обеспечивается формирование проницаемой градиентно-направленной структуры, обладающей общей пористостью в пределах 44–46 %, средним размером пор в пределах 80–130 мкм, в которой размеры пор увеличиваются по мере удаления от поверхности. В зависимости от количественного состава вводимых в шихту добавок, прочностные, сорбционные свойства, стойкость к коррозии, а также каталитическая активность наносимых на поверхность этих материалов металлов будут превышать показатели материалов носителей-катализаторов и материалов-геттеров, полученных из порошков губчатого титана [4, 5].

Библиографический список

1. Технология получения носителей катализаторов из губчатого титана с использованием процессов электроимпульсного спекания и высокотемпературного плазмохимического синтеза / Савич В.В., Голодок Р.П., Кузнецик О. О. и др. // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка. Сб. докл.10-го Междунар. симп. (Минск, 5-7 апреля 2017 г.). В 2 ч. Ч 1/ Нац. акад.наук Беларуси [и др.]; редкол.: А.Ф.Ильющенко (гл. ред.) [и др.] 2017. – Минск: Беларус. навука, 2017.– С.255-263.
2. Influence of Pulse High-Temperature Treatment on Morphology of Surface of Porous Carriers of Catalysts from Titanium Alloys Containing Intermetallides / Savich V., Golodok R., Kuznechik O., Taraykovich A.// Euro PM2018 - Lightweight Materials// Euro PM2018 Congress & Exhibition (14 - 18 October 2018): Proceedings, Bilbao, Spain. – Bilbao: Copyright 2018©EPMA. ISBN: 978-1-899072-50-7. – 1 USB.
3. Generation of self-propagating high-temperature synthesis on the surface of sintered titanium sponge porous samples in a thin layer by electric impulse / Golodok R.P., Savich V.V., Poberezhny S.V. and all // XV International Symposium on Self-Propagating HighTemperature Synthesis: Proceedings — Chernogolovka: IPCP RAS, 2019. – P. 129-133.
4. Electric-Discharge Synthesis Of Intermetallide Phases In Composite Permeable Materials Made Of Sponge Titanium With Aluminum And Niobium Additives / Savich V., Golodok R., Poberezhny S. and all //Euro PM2020 – Posters: PM Titanium // Euro PM2020 Virtual Congress (5 – 7 October 2020): Proceedings: Copyright 2020 ©EPMA. ISBN: 978-1-899072-50-7. – 1 USB.
5. Синтез интерметаллидных фаз в композиционных проницаемых материалах из губчатого титана с добавками алюминия и ниобия электрическим разрядом / Савич В.В., Голодок Р. П., Кузнецик О. О. и др. // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка. Сборник докладов 12-го Международного симпозиума (Минск, 7-9апреля 2021 г.). В двух частях. Часть 1. – Минск: «Беларуская навука», 2021– С.586-594.

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ПОГЛОЩЕНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Ильющенко А.Ф.¹, Барай С.Г.¹, Лецко А.И.^{1*}, Талако Т.Л.², Реутенок Ю.А.¹

¹Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа, Минск, Беларусь

²Национальная академия наук Беларуси, Минск, Беларусь

* e-mail: letsko@tut.by

В связи с быстрым развитием и широким применением микроволн для электронных и телекоммуникационных, а также с возможностью их потенциального применения в коммерческих и военных областях спрос на различные виды радиопоглощающих материалов (РПМ) для уменьшения воздействия электромагнитного излучения (ЭМИ), а также локализации излучения каких-либо источников, препятствующих его проявлению в окружающей среде, все более возрастает. Особенно актуально создание материалов для электромагнитной защиты, сохраняющих свои свойства в широком диапазоне частот и в различных условиях эксплуатации. Сложный механизм распространения и поглощения электромагнитных волн, а также технологические сложности синтеза материалов с заранее заданными электрофизическими свойствами в требуемом диапазоне частот обуславливают большое разнообразие существующих РПМ [1].

Наиболее полно поглощение электромагнитных волн в микроволновом диапазоне частот достигается за счет использования композиционных материалов, которые обеспечивают сочетание всех видов потерь: диэлектрические потери, магнитные потери и потери на проводимость. Требования к материалам-поглотителям определяются их способностью эффективно поглощать СВЧ-энергию, высокой теплопроводностью, определяющей отвод поглощенной энергии после превращения ее в тепловую, механической прочностью, структурной стабильностью или стойкостью к окислению при нагреве на воздухе и предельно высокой температурой применения.

В тоже время из-за трансформации при высоких температурах большинство магнитных материалов (ферриты, карбонильное железо, углеродные нанотрубки и волокна и др.) теряют свою поглощающую способность к микроволновому излучению или теряют устойчивость, что ограничивает область их применения [2]. Чтобы преодолеть эту проблему, особое внимание стали уделять разработке композиционных РАМ с диэлектрическими и проводящими потерями, которые обладают превосходной стойкостью к окислению и являются наиболее подходящими для высокотемпературного применения [3].

Перспективными материалами являются керметы, состоящие из диэлектрической матрицы (SiO_2 , Al_2O_3 , муллит, кордиерит) и высокотемпературного проводника (коррозионностойкие материалы и сплавы с формируемым на поверхности в процессе пассивации защитным слоем в виде оксидной пленки), имеющие высокую рабочую температуру и превосходную стойкость к истиранию. В керметах характеристики СВЧ поглощения определяются диэлектрическими потерями в керамической матрице и потерями на проводимость в металлическом компоненте, усиленные за счет многократного внутреннего переотражения падающих электромагнитных волн [4].

Значительно расширить область применения радиопоглощающих материалов в

сторону увеличения рабочей температуры позволяют резистивные материалы с так называемой МАХ-фазой. Материалы с МАХ-фазой, синтезированные методами порошковой металлургии, имеют слоистую природу и специальную кристаллическую структуру, которая сочетает в себе лучшие свойства металлов с преимуществами керамики. Такие материалы обладают малой плотностью, высокими значениями тепло- и электропроводности, прочности, пониженным модулем упругости, превосходной коррозионной стойкостью в агрессивных средах, стойкостью к высокотемпературному окислению и термическим ударам [5].

В работе приведены результаты исследований процессов получения МАХ-фаз методом механоактивируемого самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (МАСВС), получению композиционного материала, в котором МАХ-фаза является наполнителем в керамической матрице из оксида алюминия, и газопламенных покрытий на их основе для поглощения электромагнитного излучения. Изучены структура, химический и фазовый состав составляющих компонентов, порошкового радиопоглощающего материала и газопламенных покрытий на всех стадиях процесса их получения.

Библиографический список

1. D. Kaiwen, and L. Zhi, "Research Progress of High-temperature Radar Absorbing Materials in Aeronautical Field," *Adv. Aeron. Sci. Eng.*, **3** 265-72 (2016).
2. S. Padhya, S. Sanyalb, R.S. Meenac, R. Chatterjeed, and A. Bosea, "Characterization and performance evaluation of radar absorbing materials," *J. Electromagnetic Waves and Appl.*, 1–14 (2012).
3. R. Kaur, and G. D. Aul, "Review on Microwave Absorbing Material using Different Carbon Composites," *Int. J. Eng. Research & Technol.*, **3** [5] 160-167 (2014).
4. L.G. Grechko, V.N. Pustovit, and K.W. Whites, "Dielectric function of aggregates of small metallic particles embedded in host insulating matrix," *Appl. Phys. Lett.* **76** 1854–56 (2000).
5. A.A. Smetkin, and Iu.K. Maiorova, "Properties of materials based on the MAX-phases (Review)," *Machinostroenie, materialovedenie*, **17** [4] 120-37 (2015) (in Russian).

ВЫСОКОВОЛЬТНАЯ КОНСОЛИДАЦИЯ ПОРОШКОВ ТУГОПЛАВКИХ МАТЕРИАЛОВ

Григорьев Е.Г.^{1*}, Кузнечик О. О.², Нескоромный С.В.³, Стрижаков Е.Л.³, Чумаков А.Н.⁴

¹ *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
имени А. Г. Мерджанова РАН, г. Черногловка, Россия*

² *Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь*

³ *Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону, Россия*

⁴ *Институт физики имени Б. И. Степанова НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь*

*e-mail: eugengrig@mail.ru

Рассмотрены основные особенности метода высоковольтной консолидации порошковых материалов и обусловленные ими преимущества и ограничения данного метода [1]. Метод высоковольтной консолидации порошков эффективен для производства тугоплавких композиционных материалов, сохраняющих прочностные свойства при сверхвысоких температурах в условиях агрессивных внешних воздействий.

Кратковременность высокотемпературного воздействия в процессе высоковольтной консолидации позволяет сохранить в консолидированном компактном материале структурно-фазовое состояние исходного порошкового материала. Особенностью данного метода является концентрация высокой плотности выделяемой энергии в области контактов между частицами порошка. При этом исходное состояние поверхности частиц порошка (толщина и структура окисных пленок, наличие посторонних примесей и т. п.), форма частиц порошка и их размеры существенно влияют на закономерности процессов высоковольтной консолидации. Наряду с характеристиками порошка, определяющими факторами являются: скорость ввода энергии электромагнитного поля в порошковый материал, величина и характер механического давления, воздействующего на порошковую заготовку в процессе высоковольтной консолидации. Высокая плотность энергии в зонах контактов частиц приводит к локальному изменению агрегатного состояния вещества порошка в этих зонах. Наряду с неоднородностью нагрева порошка в межчастичных контактах возможно макроскопически неоднородное распределение плотности тока в объеме консолидируемого образца. Формирование структуры порошкового материала при высоковольтной консолидации определяется разномасштабными процессами, протекающими на межчастичных контактах, в частицах порошка, в объеме всего образца и взаимовлиянием этих процессов.

Дальнейшее развитие данного метода связано с детальным экспериментальным изучением тепловых процессов при высоковольтной консолидации порошков тугоплавких материалов с использованием импульсной фотометрии. Проведены экспериментальные исследования параметров высоковольтного электроимпульсного воздействия в процессе консолидации высокотемпературных порошковых композиций TaC и HfC. Регистрация параметров высоковольтного импульса тока и интенсивности теплового излучения консолидируемых порошковых материалов осуществлялась с помощью разработанного авторами измерительного комплекса [2]. Данный комплекс включает: пояс Роговского с интегрирующей цепочкой, который регистрирует параметры высоковольтного импульса тока; фотодиодные датчики, регистрирующие интенсивность теплового излучения, которое передается по специальному оптическому волноводу от консолидируемых порошковых прессовок; системы запуска и синхронизации компонентов измерительного комплекса. Анализ возникающего теплового электромагнитного излучения с поверхности консолидируемого порошкового образца в процессе высоковольтной консолидации проводится в видимом диапазоне излучения, в пределах от $\lambda_r = 250$ нм до $\lambda_r = 650$ нм.

Установлен критерий, определяющий диапазон оптимальных технологических параметров высоковольтной консолидации для создания тугоплавких высокоплотных

материалов [3]. Предложены возможные направления дальнейших исследований процесса высоковольтной консолидации порошковых материалов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01119, <https://rscf.ru/project/22-29-01119/>.

Библиографический список

1. Grigoryev E., Abedi M., Goltsev V., Osintsev A., Plotnikov A., Moskovskikh D. Specific Features of High-Voltage Consolidation of Powders: Theoretical and Experimental Study. Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science, Vol. 53, Issue 3, 1552–1563 (2022).
2. Grigoryev E., Kuznechik O., Chumakov A., Nikonchuk I., Strizhakov E., Nescoromniy S., Ageev S. The Electrothermal Processes During High-voltage Electric Pulse Consolidation of Refractory Powder Materials. Materials Science. Non-Equilibrium Phase Transformations, Vol. 8, Issue 1, 16-18 (2022)
3. Grigoryev E.G., Olevsky E.A., Yudin A.V., Yurlova M.S. Wave mode high voltage consolidation of powder materials. Computational Materials Science, Vol. 100, 8–14(2015).

ФОРМАЛИЗАЦИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРОШКОВ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОНАПОЛНЕННОГО КОМПОЗИТА

Кривonos О.К.^{1*}, Булойчик В.М.², Ильюшенко А.Ф.¹, Петюшик Е.Е.¹

¹Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии, Минск, Беларусь

²Учреждение образования «Военная академия Республики Беларусь», Минск, Беларусь

* e-mail: Alehkrivonos@gmail.com

Высоконаполненные композиционные материалы (ВКМ) получают смешиванием порошковых компонентов в высоковязкой среде полимерного связующего. Технологические режимы смешивания устанавливаются с учетом характеристик оборудования и свойств компонентов. В частности, к одному из важнейших свойств порошковых компонентов, требующих учета, относится форма частиц, которая характеризуется отклонением формы проекции от сферической (f) и степенью неравноосности (q).

Для сферической формы частиц разработаны модели смешивания и формализован процесс определения его продолжительности [1]. Для формализации процесса смешивания несферических порошковых компонентов предположим, что его продолжительность будет увеличиваться (по неизвестному закону) пропорционально отклонению f и q . Тогда степень отклонения формы частиц от сферической может быть принята за основу для установления коэффициента, на значение которого увеличивается время смешивания. При этом применение двух разных характеристик (f и q) обуславливает необходимость разработки алгоритма сведения их к одному показателю.

Для количественной оценки отклонений формы частиц от сферической исследуем изменение ее радиуса, для чего условно разобьем выбранную частицу (например, с наилучшим, наихудшим и средним показателем фактора формы, из выборки) на равные сектора с шагом 5 градусов. Динамику изменения радиуса частицы на отрезке $[0; 2\pi]$ представим в виде графика. Порядок такого разбиения и графического представления

изменений радиуса частиц с разными значениями f и q , а также использование преобразования Фурье для представления полученных графиков в виде суммы тригонометрических функций описаны в работе [2].

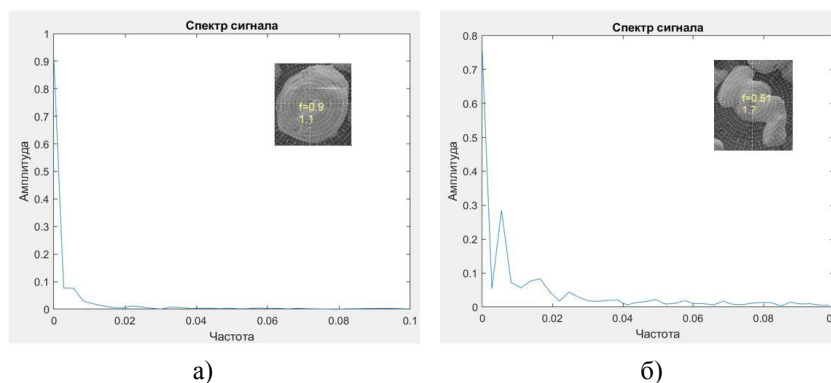
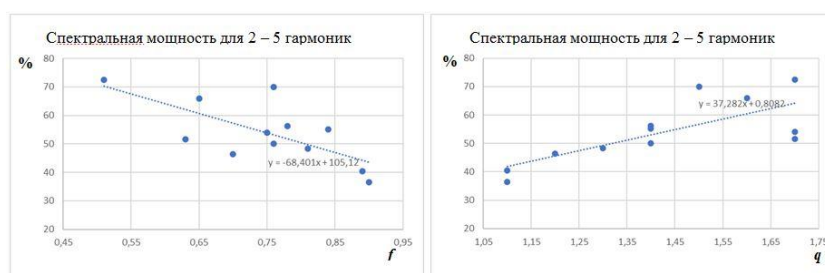


Рисунок 1 – Спектры разложения функций для частиц: а) $f=0,9$ и $q=1,1$; б) $f=0,51$ и $q=1,7$

Представление графика, характеризующего изменение радиуса частицы на отрезке $[0; 2\pi]$, в виде суммы гармонических колебаний позволяет использовать для исследования формы частиц гармонический метод, применяемый для формализации электрических и других периодически повторяющихся сигналов. Используя возможности пакета прикладных программ MATLAB, представим значения, характеризующие динамику изменения радиуса частиц, в виде амплитудно-частотной диаграммы (спектра). Пример такого преобразования для порошков, частицы которых имеют отличия в f и q , показан на рисунке 1.

Как видно из рисунка 1, с увеличением отклонений значений f и q уменьшается доля спектральной мощности, сосредоточенной на отрезке, формируемом первой и второй гармониками. Тогда доля спектральной мощности, не попавшая под этот отрезок, может использоваться как обобщенная характеристика отклонения формы частицы от сферической. При этом, в соответствии с теоремой Котельникова, целесообразно учитывать не весь интервал, а только основную часть, для которой достигается достаточная точность аппроксимации, например, 2 – 5 гармоники [3, с. 87 – 94]. Распределение спектральной мощности в принятых границах в зависимости от отклонений f и q показано на рисунке 2. Построенные тренды зависимости распределения плотности спектральной мощности от изменений значений характеристик f и q свидетельствуют о чувствительности выбранного метода формализации для установления технологических режимов получения ВКМ.



Библиографический список

1. Кривонос, О.К. Разработка математической модели структурообразования энергонасыщенного композиционного материала / О.К. Кривонос [и др.] // Полимерные материалы и технологии : Международный науч. технич. Журнал. – Гомель : ИММС НАН Беларуси, 2021. – Т.7, №1. – С. 23 – 32.
2. Кривонос, О.К. Обоснование способов исследования процесса смешивания полидисперсных порошков с несферической формой частиц в среде полимерного связующего / О.К.Кривонос // Порошковая металлургия: Инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка: сб. докл. 13-го междунар. симп. В 2 ч. Ч.1 / Нац. акад. наук Беларуси [и др.]; редкол.: А.Ф.Ильющенко (гл. ред.) [и др.]. – Минск: Беларус. навука, 2023. – С. 338 – 348.
3. Харкевич, А.А. Спектры и анализ: 4-е изд / А.А.Харкевич. – М.: Гос. изд. тех.-теор. лит-ры, 1957. – 235 с.

ДВУХМАТРИЧНАЯ ТРЕХМЕРНАЯ ПЕЧАТЬ КОМПОЗИТОВ. ТЕХНОЛОГИЯ. МАТЕРИАЛЫ. ПЕРСПЕКТИВЫ

Хазиев А.Р.* , Азаров А.В., Колесников В.А., Корнилов Е.Л.

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия

* *e-mail: khaziev@bmstu.ru*

Известно, что полимерные композиты наряду с такими преимуществами, как высокие механические свойства вдоль волокон и малая плотность, имеют значительные недостатки. К основным недостаткам можно отнести низкие характеристики в поперечных к армированию направлениях, а также высокая чувствительность к сверлению, фрезерованию, резанию.

В настоящее время предпринимаются попытки повысить эффективность использования композитов, с применением управляемой укладки слоев и сетчатых конструкций [0]. Сетчатые структуры нашли широкое применение в ракетно-космической промышленности и доказали свою эффективность благодаря своим свойствам, обеспечивающим распределение основных нагрузок в конструкции по направлениям ребер, т.е. вдоль волокон. Кроме того, сетчатые конструкции не столь чувствительны к резанию, а соединение элементов может быть обеспечено за счет применения металлических закладных.

Дальнейшим повышением эффективности использования композитов служит объединение подходов управляемой укладки и сетчатых конструкций. Такое объединение осуществимо с применением трехмерной печати. Двухматричная трехмерная печать представляет собой одновременную подачу армирующей нити и пластика. В качестве армирующей нити используется предварительно пропитанные углеродный или базальтовый жгуты. Таким образом, после печати получается двухматричный композит. Преимущество такого способа заключается в управлении объемной долей волокна в материале, что позволяет изготавливать сетчатые структур.

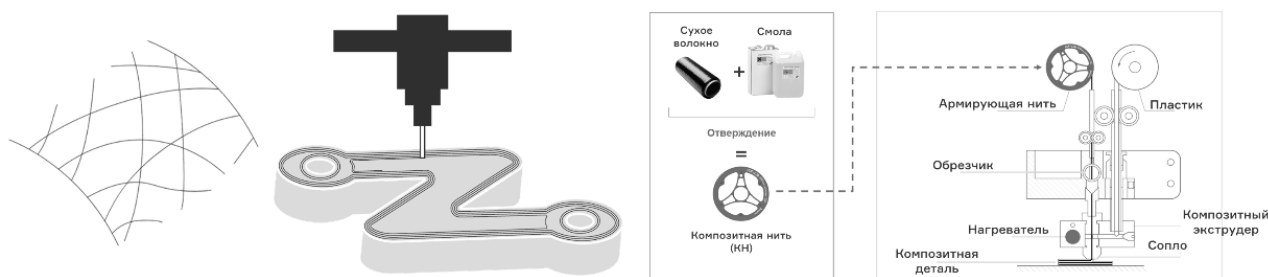


Рисунок 1. Трехмерная печать композитов

Следует отметить, что прочность при растяжении и модуль упругости вдоль волокон достигают 863 МПа и 64 ГПа соответственно для углепластика на основе ПЕТГ и для базальтопластика – 604 МПа и 23 ГПа соответственно. В настоящее время проводятся исследования применения стеклопластиковой нити (НСП) в качестве армирующей. Предварительные характеристики НСП: предел прочности – 1240 МПа, модуль – 44 ГПа. В двухматричной трехмерной печати могут также использоваться функциональные непрерывные наполнители, такие как электропроводники и оптические волокна для передачи различных типов сигналов и мониторинга поведения конструкции в процессе эксплуатации.

С помощью трехмерной печати можно изготавливать силовые элементы беспилотных летательных аппаратов, элементы каркасов космических аппаратов, медицинские изделия и др. [0, 2, 3]. Изделия, изготавливаемые с использованием слайсера Aura, имеют структуру, включающую зоны армирования по периметрам и зоны заполнения [5]. Здесь предлагается подход к их конечно-элементному моделированию (см. Рисунок 4). Идея заключается в разделении областей периметров и заполнений и наделении разными свойствами. Предварительные результаты показывают высокую сходимость такого подхода с аналитическим решением для простейших элементов конструкций (~2%).

В заключении следует отметить, что технология трехмерной печати композитов находится на начальной стадии своего развития, но является перспективной в производстве легких, прочных и недорогих элементов конструкций.

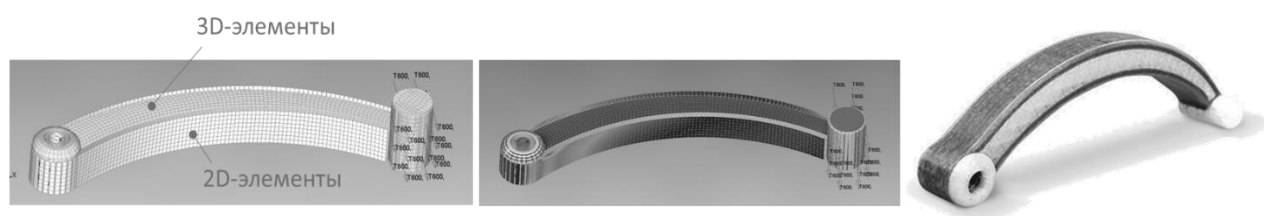


Рисунок 2. Конечно-элементный структурный анализ 3D-печатных композитных деталей

Библиографический список

1. Vasiliev V.V., Morozov E.V. Advanced mechanics of composite materials and structures. Forth ed. Amsterdam: Elsevier; 2018. p. 856p.
2. Fedulov, B., Fedorenko, A., Khaziev, A., Antonov, F., Optimization of parts manufactured using continuous fiber three-dimensional printing technology. Composites Part B: Engineering, 2021, 227.

3. Andrey V. Azarov, Fedor K. Antonov, Mikhail V. Golubev, Aleksey R. Khaziev, Sergey A. Ushanov. Composite 3D printing for the small size unmanned aerial vehicle structure. Composites Part B 169 (2019) 157–163.
4. Anisoprint [Электронный ресурс] // URL: <https://anisoprint.com/cases/> (дата обращения: 20.05.2023).
5. Aura Docs [Электронный ресурс] // URL: <https://docs.aura3d.tech/aura/> (дата обращения: 20.05.2023).

ТЕХНОЛОГИЯ МАГНЕТРОННОГО ОСАЖДЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ В СИСТЕМЕ Ni-Fe

Седегова Т.Ю.¹, Желябовский В.С.¹, Мосин Я.С.¹, Будников И.С.¹,
Клинков В.А.¹, Семенча А.В.¹

¹*Санкт-петербургский Политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия*

* e-mail: taskazka@list.ru

Тонкие плёнки используются во многих областях промышленности, таких как оптика, медицина, микроэлектроника, из них делают износостойкие, защитные и гидрофобные покрытия для различных целей [1]. Особым потенциалом для применения в современной микроэлектронике обладают ферритовые покрытия, однако долгое время для их производства использовались дорогостоящие технологии, что препятствовало их масштабному производству и изучению. Сравнительно недавно для осаждения покрытий стало использоваться магнетронное распыление. Этот метод гарантирует высокое качество покрытия, но требует подбор режима напыления покрытия для каждой конкретной цели [2].

Также актуальна потребность в новых материалах для хемистивных газовых сенсоров - существующие материалы страдают от перекрёстной чувствительности. Наибольший потенциал для решения данной проблемы имеют покрытия ферритов со структурой шпинели [3]. Однако сейчас для их производства используют многоступенчатую технологию синтеза [4], что делает его трудновоспроизводимым. Необходимо создать более простую технологию получения ферритовых покрытий.

В данной работе предлагается использование магнетронного распыления для получения ферритовых покрытий с последующим термическим отжигом. Приводятся результаты подбора режима магнетронного напыления биметаллического покрытия в системе Ni-Fe и результаты экспериментов по его отжигу.

В ходе работы была произведена серия образцов однослойных и двухслойных покрытий, определены зависимости толщины получаемых однокомпонентных плёнок от времени их напыления. Рассчитана зависимость между стехиометрическими соотношениями компонентов и соотношениями толщин однокомпонентных слоёв и напылены биметаллические покрытия Ni-Fe со стехиометрическим соотношением металлов Ni:Fe=1:2. Проведена серия экспериментов по термическому отжигу покрытий и определён фазовый состав образцов методом рентгеноструктурного анализа.

Основным результатом работы является получение двухслойного покрытия Ni-Fe со стехиометрическим соотношением металлов Ni:Fe=1:2 и информация о зависимости фазового состава покрытия от времени его отжига.

Работа выполнена в рамках проекта «Технология получения нитевидных покрытий со специальными оптоэлектрическими свойствами» программы ПРИОРИТЕТ 2030.

Библиографический список

1. Kaur J., Khanna A., Chawla A. K. Metallic to semiconducting transition and hydrophobicity properties of indium films //Vacuum. – 2022. – Т. 203. – С. 111281.
2. Ratnesh R. K. et al. Reactive magnetron sputtered–assisted deposition of nanocomposite thin films with tuneable magnetic, electrical and interfacial properties //Journal of nanoparticle research. – 2020. – Т. 22. – №. 9. – С. 290.
3. Sathitwitayakul T. et al. The gas sensing properties of some complex metal oxides prepared by self-propagating high-temperature synthesis //Materials Letters. – 2012. – Т. 75. – С. 36-38.
4. Sathitwitayakul T. et al. Ferrite materials produced from self-propagating high-temperature synthesis for gas sensing applications //IEEE Sensors Journal. – 2014. – Т. 15. – №. 1. – С. 196-200.

ПОЛУЧЕНИЕ СОЕДИНЕНИЙ НИТРОБОРИДОВ ТИТАНА МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА

Троцкий М.В.^{1*}, Петрович С.Ю.¹, Попович А.А.¹

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (СПбПУ),
Санкт-Петербург, Россия

* e-mail: m_trotsky.ru@mail.ru

Керамические соединения системы Ti-B-N обладают высокой твердостью, что обусловлено их кристаллической структурой. Например, титан-нитрид (TiN) обладает твердостью 22-24 ГПа, борид титана (TiB₂) - 25-30 ГПа, а борид-нитрид титана (TiBN) - 28-35 ГПа. В работе [1] была измерена твердость TiB₂N методом микроиндентирования. Было показано, что твердость TiB₂N составляет около 31 ГПа. В работе [2] была измерена твердость TiBN методом наноиндентирования. Было показано, что твердость TiBN составляет около 27 ГПа. В другой работе [3] было показано, что твердость Ti₂BN и Ti₃BN составляет соответственно 22,6 ГПа и 21,2 ГПа.

Механохимический синтез порошковой смеси TiB₂ (47.8% мас.) – Ti (29.8% мас.) – BN (22.4 мас. %) производили в аттриторе при частоте вращения импеллера 272 об/мин. Загрузка размольных тел – 30 кг. Масса шихты – 1 кг. Через каждые 2000 секунд аттритор останавливали для охлаждения реакционной смеси и отбора проб. Общее время обработки материала составило 20 часов. Для каждой отобранной пробы делали рентгенофазовый анализ (рис.1).

Как можно заметить, после 5 часов (рис. 1) механохимического синтеза Ti – BN – TiB₂ уже начинается частичное растворение Ti и BN между собой с образованием твердого раствора. Уширение пиков и уменьшение интенсивности является следствием одновременного протекания трёх процессов разной сущности:

- а) химической реакции Ti с BN с образованием неравновесного соединения с общей формулой Ti_aB_bN_c;

б) механическим (сугубо физическим) эффектом проникновения атомов вновь образованного соединения $Ti_aV_bN_c$ в решётку TiB_2 за счёт высокоэнергетического воздействия стальных шаров на частицы;

в) химической реакции соединения $Ti_aV_bN_c$ и TiB_2 с образованием нового финишного соединения с общей формулой $Ti_dV_eN_f$.

Также можно заметить, что после 5 часов механического легирования полностью исчезает пик металлического титана 2θ 40° . Существенного изменения рефлексов после 15 и 20 часов не обнаружено, что свидетельствует об окончании синтеза и нецелесообразности дальнейшей обработки с точки зрения химического синтеза, но не с точки зрения механической активации поверхности вновь образованных частиц. После механического синтеза полученные материалы были спрессованы методом искрового плазменного спекания и определена твердость образцов. Измерение проводили 5 раз для каждого фрагмента разрезанной прессовки после sps, после чего максимальные и минимальные значения отбрасывали, а из оставшихся вычисляли среднее арифметическое. Диапазон значений составляет от 1680 до 2256 МПа, а в среднем – 1957 Мпа.

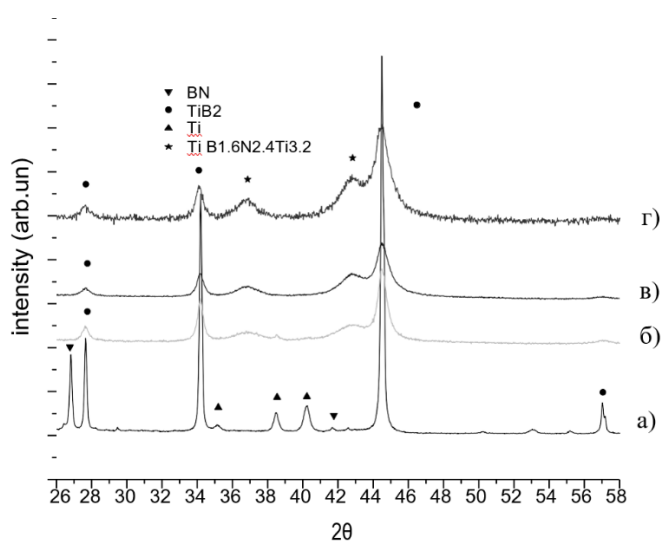


Рис.1 Дифрактограммы смеси $Ti - BN - TiB_2$ до (а) и после механохимического синтеза: б) 5 ч; в) 15 ч; г) 20 ч

Библиографический список

1. Tian, J. J., Wang, K., Xu, K. W., Luo, X. T., Shao, G. S., & Li, C. J. (2021). Effect of coating composition on the micro-galvanic dissolution behavior and antifouling performance of plasma-sprayed laminated-structured CuTi composite coating. *Surface and Coatings Technology*, 410.
2. Luo, X. Y., Ma, D. L., Jing, P. P., Gong, Y. L., Zhang, Y., Jing, F. J., & Leng, Y. X. (2021). In vitro analysis of cell compatibility of TiCuN films with different Cu contents. *Surface and Coatings Technology*, 408.
3. Rahmati, Z., Jamshidi Aval, H., Nourouzi, S., & Jamaati, R. (2021). Effects of pre-heat treatment of the consumable rod on the microstructural and mechanical properties of the friction surfaced Al-Cu-Mg alloy over pure aluminum. *Surface and Coatings Technology*, 410

ПЕРЕРАБОТКА ОБРЕЗИ ТРУБ С ПОЛУЧЕНИЕМ ХОЛОДНОКАТАНОЙ ЛЕНТЫ

Бушуева Н.И.^{1*}, Шимов Г.В.¹, Логинов Ю.Н.¹

¹ *Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина*
** e-mail: buschuevan2013@yandex.ru*

В процессе производства труб их коррозионностойких хромоникелевых сталей, например, из стали 12Х18Н10Т, возникает большое количество отходов, в том числе на этапе горячей прокатки труб, холодной прокатки труб, волочения. Эти отходы в виде обрезанных передних и задних концов труб направляются в переплав. Кроме обрезков труб, остающихся после производства, процесс монтажа труб в установках и агрегатах также сопровождается обрезкой концов труб. Таким образом, в результате монтажа остаются немерные отрезки труб, которые тоже классифицируются как отходы. Переплав в любой его реализации характеризуется высокими затратами энергии на превращение отходов в пригодный для дальнейшей обработки металл [1]. Если рассматривать переплав отходов в виде обрезки труб с точки зрения воздействия на окружающую среду, то очевидно, что это сопровождается вредными выбросами в атмосферу. В настоящей работе предлагается рассмотреть альтернативный способ использования немерных отрезков труб, с исключением этапа переплава как такового.

Возможно использовать обрезь труб в качестве заготовок для изготовления других видов продукции, например, плоского проката в виде ленты. В общем виде предлагаемая технология переработки немерных отрезков труб описана в патенте № RU 2778317 С1 [2]. Она включает в себя этапы сплющивания отрезка трубы, последующую его прокатку и обрезку кромок с разделением полосы на две. Последовательность перечисленных операций может быть различной: первый вариант – «сплющивание-прокатка-разделение», второй вариант – «сплющивание-разделение-прокатка». Рассмотрено два варианта технологии на примере получения тонкой ленты из нержавеющей стали по ГОСТ 4986-79 из обрезков труб размером 16х1.5 из стали 12Х18Н10Т.

ВАРИАНТ 1. На первом этапе отрезок трубы (рис 1, а) помещали на вертикальный винтовой пресс и сплющивали до момента смыкания кромок трубы. На втором этапе проводилась прокатка расплющенного отрезка трубы в ленту толщиной 0,3 мм. В результате эксперимента была получена лента размером 0,3*25*1500 мм, после чего она была разделена на две ленты размером 0,15*20*1500 мм каждая с учетом обрезки кромки полосы (рис 1, б).

ВАРИАНТ 2. В соответствии со вторым вариантом разделение полосы происходит до прокатки. В этом случае полоса после прокатки не нуждается в разделении. Кромки получаются ровные и их обрезка не требуется. Однако сложность заключалась в предварительном разделении сплющенной трубы, для чего кромки подвергались фрезеровке.

Размеры ленты составили 0,3*20*1520 мм, что укладывается в размеры готовой ленты в соответствии с ГОСТ 4986-79.

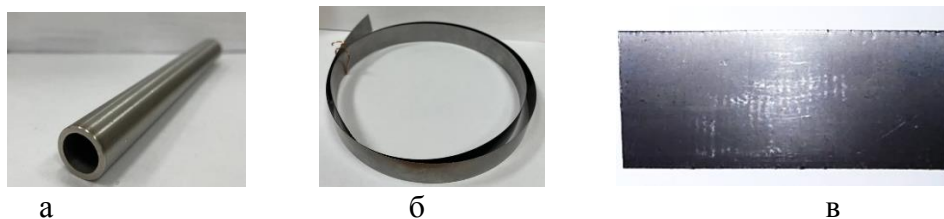


Рис. 1 – Этапы физического эксперимента: а – заготовка, б – полученная лента после прокатки, в – разрушение боковой кромки

Для оценки напряженно-деформированного состояния ленты в процессе прокатки была решена конечно-элементная задача прокатки в двух вариантах (рис. 2). Результаты моделирования позволили качественно оценить зафиксированные в процессе промышленного эксперимента эффекты.

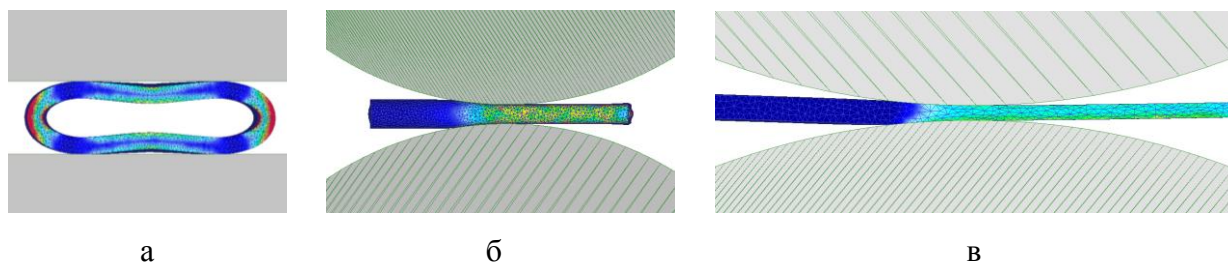


Рис. 2 – Иллюстрации к моделированию: а – осадка на плоских бойках, б – прокатка сплюсненной полосы (по варианту 1), в – прокатка разделенной полосы (по варианту 2)

Таким образом, установлена техническая возможность получения из обрезков труб ленты в соответствии с ГОСТ 4986-79 двумя способами. Рассмотренный способ пригоден для переработки немерных отрезков труб из различных сталей и сплавов разных типоразмеров, с получением плоского проката, и в том числе композиционных материалов.

Исследования проведены в рамках выполнения проекта Российского научного фонда (№ 22-29-00931 от 20.12.2021).

Библиографический список

1. Смирнов В.В. Рециклинг - стратегическое направление повышения эффективности металлургии в Российской Федерации. Учет. Анализ. Аудит. 2018. Т. 5. № 4. С. 30-39.
2. Патент № 2778317 С1 Российская Федерация, МПК В21В 1/22, В21D 39/03, В23Р 17/00. Способ обработки немерных отрезков труб: № 2022100875: заявл. 17.01.2022 : опубл. 17.08.2022 / Ю. Н. Логинов, Г. В. Шимов, Н. И. Бушуева; заявитель: Уральский федеральный университет.

Порошковые композиционные материалы с улучшенными свойствами проводимости

Оглезнева С.А.^{1*}, Оглезнев Н.Д.¹, Порозова С.Е.¹

¹ ФГАОУ ВО «Пермский национальный исследовательский политехнический университет», г. Пермь, Россия

*e-mail: ogleznevasa@pstu.ru

Разработка новых материалов с улучшенными электро- и теплопроводящими свойствами, обеспечивающими эффективный отвод тепла от поверхности, является

актуальной задачей при создании многих современных силовых и СВЧ устройств. В настоящее время в качестве материалов теплопроводящих оснований для корпусов мощных выпрямительных и лазерных диодов, СВЧ-транзисторов и усилителей мощности, электродов-инструментов для электроэрозионной обработки металлов, а также мощных силовых модулей и оптоэлектронных приборов используются псевдосплавы медь-вольфрам, медь-молибден, обладающие значениями теплопроводности, сопоставимыми с теплопроводностью меди и невысоким коэффициентом температурного расширения. Перспективными материалами являются нитрид алюминия, композиты медь-графит, медь-алмаз.

Метод порошковой металлургии позволяет управлять свойствами композиционных материалов за счет варьирования в широком диапазоне составов и концентрации тугоплавкой фазы. Наиболее эффективной по сравнению с тугоплавкими металлами добавкой к электропроводному металлу (чаще всего – меди) можно назвать графит, обладающий теплопроводностью в 4 раза выше, чем у меди, удельным весом в 4 раза меньше, чем у меди (что важно для авиационных материалов), а также неплохой электропроводностью. Однако, технологии изготовления материалов системы «медь-графит» осложняются отсутствием физико-химического взаимодействия между компонентами. Организация смачивания на межфазных границах в системе «медь-графит» позволяет получить порошковые композиционные материалы с удельным электросопротивлением ниже, чем у чистой меди, за счет интеркалирования графита в процессе твердофазного свободного спекания или плазменно-искрового спекания. Эксплуатационные испытания электродов-инструментов «медь-графит» для электроэрозионной обработки показали увеличение производительности электрода и сокращение его удельного расхода в 15-40 раз по сравнению с этими показателями для электродов из чистой меди и электродов систем «медь-вольфрам» и «медь-молибден».

СЕКЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

ОСОБЕННОСТИ ГОРЯЧЕЙ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКИ (ГОШ) ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Золотов А. М.^{1*}, Смирнов М. О.²

¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия*

²*АО Ступинская металлургическая компания, г. Ступино МО, Россия*

** e-mail: prf_zam@mail.ru*

В современном турбиностроении для авиационного и энергетического машиностроения широко применяются высоколегированные жаропрочные хромоникелевые стали и сплавы. Эти стали и сплавы относятся к аустенитным сплавам, обладающим при горячей деформации рядом технологических особенностей:

1. Низкой технологической пластичностью, зависящей от температуры деформации;
2. Узким температурным интервалом пластической деформации, составляющих некоторых случаях 150-200°C;
3. Зависимостью структуры, а, следовательно, и эксплуатационных свойств изделий, от распределения конечных деформаций и температур на последнем этапе штамповки.

Для описания последнего параметра используются диаграммы рекристаллизации третьего рода (Зависимость размера зерна от значений величины деформации и температуры с учетом окончательной термической обработки).

Все эти технологические особенности процессов штамповки высоколегированных жаропрочных сталей и сплавов приводят к невозможности использовать традиционные методики проектирования технологических процессов ГОШ.

Если в условиях обычного машиностроительного производства геометрия поковки из обычных и среднелегированных конструкционных сталей и количество переходов штамповки зависит в основном от серийности производства, то для производства поволоков из жаропрочных сплавов основным критерием качества проектирования процессов является качество структуры металла поволоков и не зависит от серийности производства (технология получения качественных поволоков будет практически одинакова для серии из 5 или 50 поволоков). Более того, упрощение формы поволоков и назначение дополнительных напусков в подавляющем большинстве случаев приводит к получению значительных областей с крупнозернистой структуры и к браку. В тоже время уменьшение припусков и напусков весьма актуальная проблема при производстве деталей из жаропрочных сталей и сплавов, так как трудоемкость механической обработки весьма высокая.

Учитывая ограниченную пластичность рассматриваемых материалов при их штамповке в подавляющем большинстве случаев с одного нагрева поковки происходит только один переход штамповки. В тоже время в автомобильной промышленности при штамповке поковок типа шатун с одного нагрева производится до 5 переходов.

При производстве крупногабаритных поковок из жаропрочных сплавов применяются заготовки получаемые вакуумно-дуговым переплавом без дополнительной пластической обработки, у которых наблюдается дендритная структура, что в свою очередь требует дополнительной пластической обработки.

Если какая - либо возможность управлять процессом образования структуры при штамповке жаропрочных хромоникелевых сплавов?

Есть две возможности управления этими процессами. Первый – «интенсивный», применение предварительных штампов для обеспечения распределения деформаций в поковках на окончательном переходе в необходимых пределах (выше критических 0,15 – 0,2).

Второй – «экстенсивный», когда понижают температуру нагрева заготовок до приблизительно 1070°C, при этом рост зерна в зонах критической деформации уменьшается. За счет увеличения количества переходов можно получить поковки удовлетворительного качества по структуре и свойствам. Оба эти метода широко использовались, например, в технологиях штамповки заготовок турбинных лопаток из жаропрочных сплавов для газотурбинных установок.

Благодаря применению комплексов компьютерного моделирования, таких как DEFORM 3D, QFORM и др., при проектировании технологических процессов штамповки, появилась возможность проанализировать большое количество различных вариантов процессов штамповки, выбрать из них наилучший с точки зрения моделирования структуры с использованием диаграмм рекристаллизации третьего рода и тем самым значительно повысить надежность и достоверность результатов проектирования.

Совместная работа СПбПУ Петра Великого и АО СМК в этой области продемонстрировала положительные результаты разработок.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИИ РАСКИСЛЕНИЯ И ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СУПЕРДУПЛЕКСНОЙ СТАЛИ

Карасев В. С.^{1*}, Коджаспиров Г. Е.²

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет, Научно-технологический комплекс “Новые технологии и материалы”, 195251 Санкт-Петербург, Россия.

² Санкт-Петербургский политехнический университет, Научно-образовательный центр “Исследование и моделирование материалов”, 195251 Санкт-Петербург, Россия

* e-mail: karasev_vs@spbstu.ru

В настоящее время в нефтехимической, атомной и морской промышленности все чаще используют дуплексные нержавеющие стали, в которых аустенит и феррит находятся в равных долях. Благодаря своей структуре они имеют благоприятное сочетание механических свойств и повышенную коррозионную стойкость [1]. Супердуплексные стали нашли основное применение в средах повышенной агрессивности, а к примерам изделий из этого материала можно отнести различные насосы и трубопроводы, которые активно используются в нефтегазовой отрасли [2]. Известно, что свойства готовой продукции напрямую зависят от степени загрязненности и состава неметаллических включений, поэтому использование оптимальной технологии раскисления является важным этапом для усовершенствования эксплуатационных свойств. Учитывая, что важнейшей технологической операцией при изготовлении деталей вышеописанного оборудования является обработка давлением, представляет интерес исследовать влияние горячей пластической деформации на структуру и эволюцию неметаллических включений, что и явилось целью исследования.

Материалом исследования служила супердуплексная сталь типа S32750 (0.04%С, 26%Cr, 4%Mo, 7%Ni, 0,1%N), в качестве различных раскислителей выступали титан-0,03%, алюминий (0,03%) и редкоземельные металлы (РЗМ)-Ce+La (0,1%).

Проводили сравнительный анализ образцов стали, подвергнутой следующим видам обработки: горячая деформация + стандартная термическая обработка с температурой нагрева при аустенизации - 1100°C (ДТ), горячая пластическая деформация с температурой нагрева перед деформацией 1100°C с последующим охлаждением на воздухе (ДВ) и высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) с температурой нагрева перед деформацией 1100°C и немедленным охлаждением в воде непосредственно после деформации.

Для исследования эволюции структуры и неметаллических включений были отобраны образцы из стали, раскисленной вышеупомянутыми элементами и обработанной по вышеупомянутым режимам. Результаты оценки изменения параметров неметаллических включений приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Параметры неметаллических включений и твердость стали, обработанной по различным режимам

[R]	Объемная доля, %			Средний диаметр по Фере, мкм			Твердость, HRC ₁₅₀		
	ВТМО	ДВ	ДТ	ВТМО	ДВ	ДТ	ВТМО	ДВ	ДТ
Ti	(0,111 ± 0,012)	(0,108 ± 0,010)	(0,107 ± 0,010)	(2,0 ± 0,1)	(1,7 ± 0,1)	(1,9 ± 0,1)	(37,76 ± 0,60)	(36,58 ± 0,46)	(35,58 ± 1,13)
Ti + Al	(0,074 ± 0,010)	(0,074 ± 0,009)	(0,072 ± 0,006)	(1,6 ± 0,1)	(1,1 ± 0,1)	(1,2 ± 0,1)	(36,22 ± 0,93)	(33,72 ± 1,51)	(34,06 ± 0,85)
Ti + Al + PЗМ	(0,085 ± 0,011)	(0,085 ± 0,009)	(0,085 ± 0,008)	(1,5 ± 0,1)	(1,5 ± 0,1)	(1,7 ± 0,1)	(36,36 ± 0,55)	(35,38 ± 0,77)	(35,82 ± 0,32)

Результаты исследования свидетельствуют, что сталь, раскисленная титаном, наиболее загрязненная. В стали, раскисленной алюминием, включений меньше, в стали, раскисленной PЗМ, объемная доля такая же, но их размер меньше. Также стоит отметить, что в сталях с титаном и алюминием имеются облачные скопления включений, которые способствуют появлению дефектов деформированной стали и анизотропии механических свойств.

Закключение: на основании полученных данных не рекомендуется раскислять супердуплексные стали алюминием. Оптимальной технологией является раскисление титана с последующим модифицированием PЗМ для уменьшения объемной доли и размера неметаллических включений.

Библиографический список

1. Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel. – 3rd ed. – IMOА, 2014. – P. 63.
2. Francis R., Byrne G. Duplex Stainless Steels—Alloys for the 21st Century // Metals. – 2021. – Vol. 11.

СЕКЦИЯ ТЕОРИЯ И МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ МОРЩИН ПРИ ГОРЯЧЕЙ СОРТОВОЙ ПРОКАТКЕ

Колбасников Н.Г., Зайцев А.М.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург,
Колбасников Н.Г., e-mail: nikolay.kolbasnikov@gmail.com*

Продольные трещины, возникающие на поверхности горячекатаной стали, являются распространенным поверхностным дефектом, снижающим качество сортового металла. Среди причин возникновения морщин рассматривают поверхностное разрушение металла, а также потерю устойчивости пластической деформации, обусловленной различием сопротивления деформации отдельных микрообъемов металла. Различие свойств микрообъемов может быть вызвано их различной температурой в связи с захлаживанием поверхности при контакте с инструментом, различной скоростью термического разупрочнения или выходом к поверхности более нагретых внутренних объемов металла. В ряде работ отмечается, что признаком возможности образования морщин является высокая удельная работа пластической деформации $A_{уд}$. Пользуясь конечно-элементными (КЭ) расчетами $A_{уд}$, составляют маршруты деформации сортовой прокатки, снижая вероятность образования морщин. Интересно, что методами КЭ-моделирования не были получены картины изменения формы элементов, иллюстрирующие формирование морщин. Целью данной работы явилось дальнейшее изучение образования морщин методами физического и математического моделирования и разработка технологических рекомендаций по предотвращению морщинообразования.

Согласно существующей методике образование морщин экспериментально исследовали в опытах на осадку со степенью деформации до 80% при температурах, соответствующих приконтактной области металла при сортовой прокатке. Для определения условий образования морщин выполняли моделирование осадки в программе *Abaqus*. Исходный недеформируемый металл считали однородной средой, каждый конечный элемент которой характеризовали зависимостями истинных напряжений $\sigma(\epsilon)$, полученными для исследуемой стали на комплексе *Gleeble*. Распределение удельной работы пластической деформации в микрообъемах имеет пиковые значения в местах наибольшей интенсивности деформации. Однако, стадии образования морщин за счет неравномерности распределения удельной работы на конечно-элементной сетке деформированного металла не просматриваются, поэтому причины их появления достоверно определены быть не могут. В связи с этим постановка задачи была изменена.

Поскольку неоднородность свойств горячедеформируемого металла формируется в результате всех предшествующих этапов деформации и процессов структурообразования, было задано 5 вариантов реологических уравнений $\sigma(\varepsilon)$, распределенных среди 30.000 элементов по методу Монте-Карло. Деформирующий инструмент принимали абсолютно жестким телом. Моделировали осадку исходного образца $\varnothing 10 \times 15$ мм до высотной деформации 80 %. Принятые зависимости $\sigma(\varepsilon)$ и результаты моделирования представлены на рис.1.

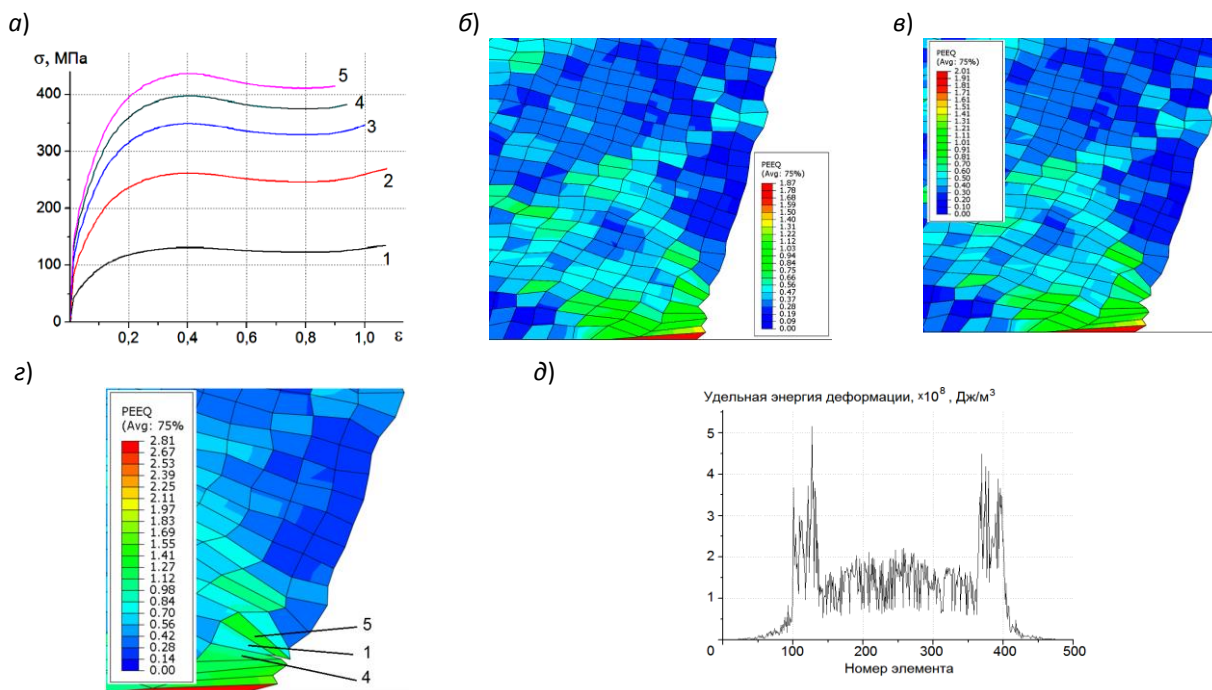


Рис. 1. Зависимости $\sigma(\varepsilon)$, принятые при моделировании (а), последовательные стадии формирования дефекта типа морщины в угловой части образцов. (б-г) и распределение удельной работы пластической деформации по приповерхностным конечным элементам (д)

По результатам моделирования можно отметить, что при высотной деформации $\varepsilon \approx 0,2-0,30$ на образующей деформируемого образца начинает формироваться характерный для натурального эксперимента микрорельеф с выпуклостями и впадинами, причем далеко не каждая из них в дальнейшем формирует морщину. Развитие дефекта происходит с увеличением степени деформаций. Начальную стадию формирования морщины, представленную на рис. 1,б, можно отнести к логарифмической высотной деформации $\varepsilon = 0,37-0,40$, которая соответствует вытяжке при прокатке $\lambda \approx 1,5$. При увеличении степени деформации края морщины смыкаются, она формируется окончательно, а за счет перетекания металла с боковой поверхности морщина может перейти на контактную поверхность. Увеличение трения на поверхности контакта уменьшает горизонтальное перемещение металла вдоль деформирующего инструмента и препятствует образованию морщины. Она возникает в микрообъемах с характерным распределением накопленной энергии пластической

деформации, когда между элементами с высоким сопротивлением деформации (кривые 4 и 5 на рис. 1,а) располагается элемент с низким сопротивлением деформации (кривая 1). Высокое сопротивление деформации элементов 4 и 5 препятствуют перемещению элемента 1 на рис. 1,б и приводят к его заземлению. На рис. 1,в образование морщины соответствует локальному минимуму $A_{уд}$, который наблюдается для элемента №390.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ФЕРРИТА В ТРУБНОЙ СТАЛИ

Колбасников Н.Г.*., Кузин С.А., Тетерятников В.С.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

**e-mail: nikolay.kolbasnikov@gmail.com*

Основным принципом формирования структуры ацикулярного феррита (деформационного бейнита) или ультрамелкозернистого феррита в горячедеформированной трубной стали являются максимальное измельчение размера зерна аустенита всеми возможными способами, включая различные виды рекристаллизации до выделения карбонитридной фазы, а также накопление деформационного упрочнения после выделения карбонитридов, необходимого для активации внутризеренного зарождения. Активировать внутризеренное зарождение можно за счет создания условий образования новых границ деформационного происхождения – границ фрагментов при ротационной пластичности. Условие образования новых границ во время пластической деформации, согласно [1], можно записать в виде:

$$\sigma_i + \sigma_s \geq \frac{\gamma'_s}{a_{тр}}, \quad (1)$$

где σ_i – интенсивность внешних напряжений, действующих в очаге деформации; σ_s – напряжения, создаваемые дефектами кристаллического строения; $\gamma'_s/a_{тр} = \sigma_{тр}$ – напряжения, необходимые для перестройки дислокаций с образованием новой границы; γ'_s – удельная поверхностная энергия вновь образованной границы; $a_{тр}$ – среднее расстояние между атомами соседних зерен через образованную границу.

Как известно, образованию новых границ деформационного происхождения способствуют моменты приложенных сил (напряжений) [2], обусловленных неравномерностью напряженно-деформированного состояния, что может быть использовано на практике в виде различных схем асимметричной прокатки. Оценки условий формирования новых границ деформационного происхождения при температурах окончания чистовой прокатки показывают, что для этого (без асимметрии условий прокатки) необходима

интенсивность напряжений $\sigma_{i \min} \approx 240\text{-}250$ МПа при удельной энергии границы $\gamma'_s = 0,15 \gamma_s$, где γ_s – удельная энергия свободной поверхности.

Экспериментальные исследования были выполнены с использованием термомеханического симулятора «Gleeble 3800» на образцах из трубных марок сталей категорий прочности X80 и X100 с содержанием углерода 0,08 и 0,04 мас.% соответственно. Методом «растяжение-сжатие» [3, 4] на модуле «Geeble Sysem» имитировали несколько режимов прокатки толстого листа толщиной 27 мм на реверсивном стане 5000. В качестве базового был принят заводской температурно-деформационный режим, а изменение деформирующих напряжений изменяли за счет изменения скорости деформации. На рис. 1 представлены зависимости деформирующих напряжений от степени, температуры и скорости деформации для трубной стали категории прочности X100.

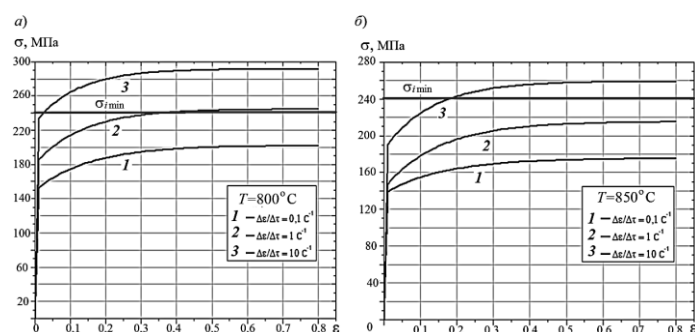


Рис. 1. Зависимости $\sigma_i(\epsilon)$ для сталей стали X100 в последнем проходе при температурах окончания прокатки 800 (а) и 850 °С (б)

При удовлетворении условия внутризеренного зарождения феррита (1) при температуре изотермического превращения 550 °С получена структура, представленная на рис. 2,а и состоящая преимущественно из ультрамелкозернистого или ацикулярного феррита, с гистограммой распределения размера зерна на рис. 2,б.

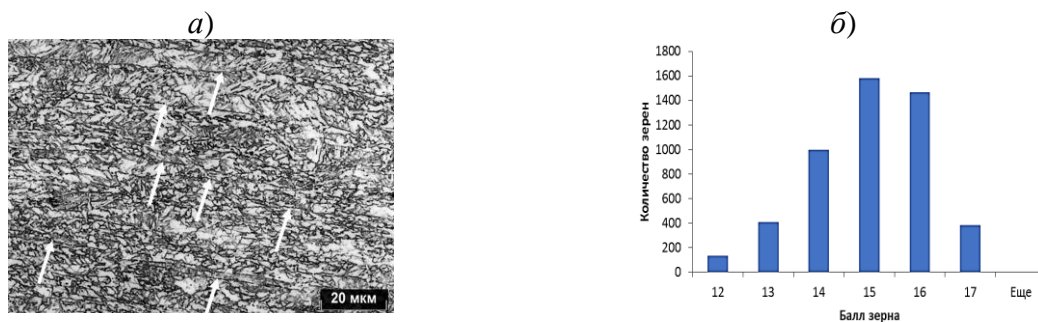


Рис. 2. Структура трубной стали категории прочности X100 после имитации прокатки на комплексе Gleeble 3800 (а) и гистограмма распределения размера зерна феррита; стрелками показаны границы деформационного происхождения, образованные в аустените

Библиографический список

1. Колбасников Н.Г. Физические основы обработки металлов давлением. Учебное пособие. СПб; Изд-во «Политех-Пресс». 2023. 466 с.
2. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах. Л. Наука. 1986. 227 с.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТОЧЕЧНОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ТОНКИХ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИЕВЫХ СПЛАВОВ

Упоров П.А.¹, Белоусов М.А.¹, Ожегов М.А.^{1*}, Наумов А.А.¹

¹*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия*

**e-mail: ozhegovm@gmail.com*

В настоящий момент в автомобильной, судостроительной и аэрокосмических отраслях получила широкое распространение точечная сварка трением с перемешиванием (далее - ТСТП). Данная технология используется для получения прочных сварных соединений из сплавов, которые трудно и дорого сваривать другими методами, например: медные, алюминиевые и магниевые сплавы [1-2]. ТСТП позволяет соединять не только однородные материалы, но и разнородные материалы без существенного уменьшения прочности сварного соединения, что так же важно в современной промышленности [3]. В настоящий момент одной из проблем в изучении ТСТП является трудоемкий процесс подбора подходящего режима сварки. Для оптимизации подбора параметров подходят методы математического моделирования, позволяющее достаточно точно предсказать состояние шва после сварки.

Данная работа посвящена изучению процесса ТСТП, созданию математической модели данного процесса, а также сравнению математической и физической модели данного процесса. Предварительно был проведен ряд экспериментов по подбору режимов сварки. В качестве материала для проведения экспериментальной части использовался температурно-упрочняемый сплав В95АТ. Экспериментальная часть выполнялась на многофункциональном обрабатывающем комплексе Матес-40Р. Была проведена серия экспериментов по ТСТП двух пластин из сплава В95АТ, используя ряд варьируемых параметров сварки (таблица 1), во время этих экспериментов с помощью термопар были получены температурные циклы. Далее, используя значения максимальных температур из первой части эксперимента, проводилась валидация математической модели

Таблица 1 – Режимы сварки и их параметры

Режим	Скорость вращения, об\мин	Усилие погружения, кН	Скорость погружения, мм\мин	Средняя температура, °С
№1	1000	4	50	227
№2	4000		85	250
№3	8000		150	294

Таблица 2 – Сравнение средних температур в модели и эксперименте

Режим	Средняя температура, °С		Погрешность, %
	в эксперименте	в модели	
№1	227	239	5
№2	250	255	2
№3	294	301	2,4

Финансирование: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00842,

<https://rscf.ru/project/23-29-00842/>

Библиографический список

1. Shen Z., Ding Y., Gerlich A.P. Advances in friction stir spot welding // Crit. Rev. Solid State Mater. Sci. Taylor & Francis, 2020. Т. 45, № 6. С. 457–534.
2. Kusuda Y. Honda develops robotized FSW technology to weld steel and aluminum and applied it to a mass-production vehicle // Ind. Rob. 2013. Т. 40, № 3. С. 208–212.
3. Li M. и др. Friction stir spot welding of aluminum and copper: A review // Materials (Basel). 2020. Т. 13, № 1. С. 156.

РАСЧЕТ ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ И ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ЯЧЕЙКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ОДНОФАЗНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ КЕРАМИК

Волокитина Е.В.^{1*}, Разумов Н.Г.¹, Попович А.А.¹

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

* e-mail: volokitina1606@gmail.com

В последнее время растет интерес к карбидам высокоэнтروпийных сплавов, так как данные системы обладают высокими механическими свойствами и коррозионной стойкостью [1], что делает их перспективными для применения в различных отраслях промышленности. Для сложных систем, состоящих из большого количества компонентов, таких как высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), построение и расчет диаграмм состояния является важнейшим способом предсказания поведения системы в ходе различных процессов. Одним из распространенных методов расчета фазовых диаграмм ВЭС является CALPHAD [2] с использованием программного пакета для термодинамических расчетов Thermo-Calc на базе данных для высокоэнтропийных сплавов NEA4 в консольном режиме.

Для расчета был выбран температурный диапазон 500 – 4000 К, содержание углерода менялось от 0 до 1 мольных долей, баланс по всем элементам. Фазовая диаграмма высокоэнтропийного карбида системы (TiZrHfTaNb)C приведена на рисунке 1.

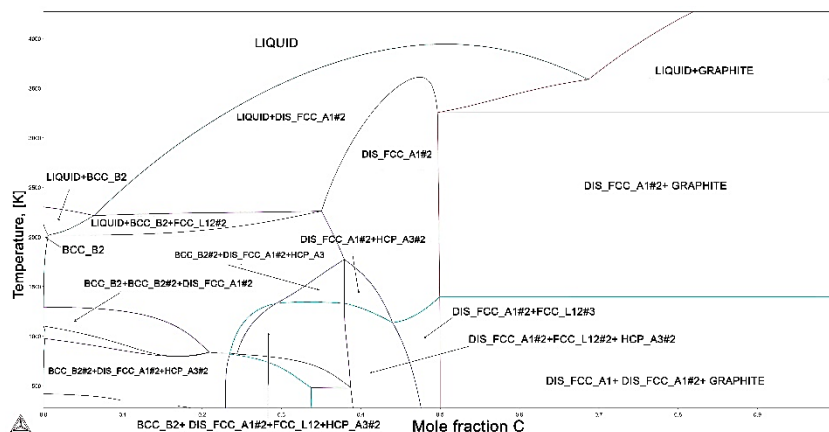


Рисунок 1 – Фазовая диаграмма системы (TiZrHfTaNb)C

Согласно полученной диаграмме в области содержания углерода до 0.35 мольных долей возможно образование трех основных фаз, две из которых высокоэнтропийные ОЦК твердые растворы различного состава. Третья фаза соответствует твердому раствору с

углеродом и обозначена как DIS_FCC_A1#2 (кристаллическая структура каменной соли (NaCl)), доля которой увеличивается с увеличением содержания углерода и достигает максимального значения при 0.5 мольных долей углерода. Чистый высокоэнтропийный твердый раствор карбидов со структурой типа NaCl имеет широкую область гомогенности по температуре и содержанию углерода.

Согласно фазовой диаграмме системы (TiZrHfTaNbMo)C, представленной на рисунке 2, добавление молибдена, сильно сужает область гомогенности твердого раствора DIS_FCC_A1#2 и находится в равновесии с максимальным содержанием углерода в области 0.45 – 0.5 мольных долей. Молибден смещает равновесие в сторону образования твердых растворов с ОЦК решеткой.

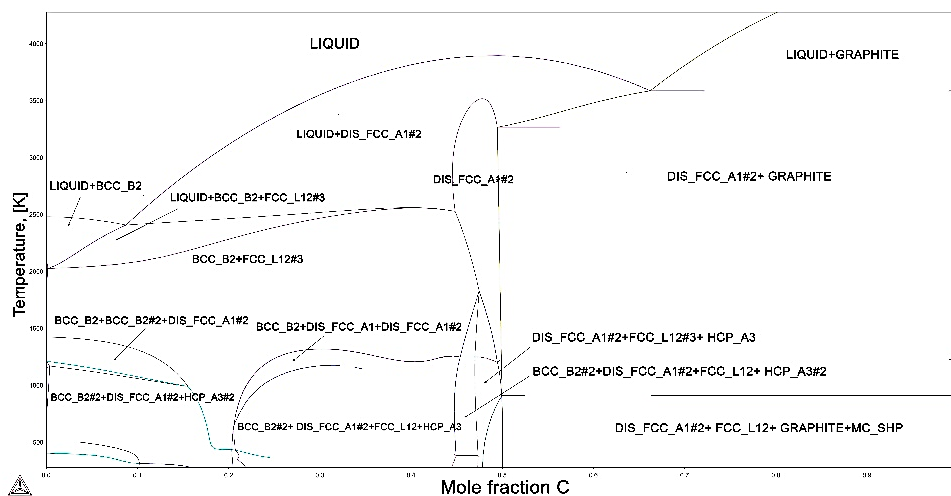


Рисунок 2 – Фазовая диаграмма системы (TiZrHfTaNbMo)C

Согласно фазовой диаграмме системы (TiZrHfTaNbW)C, представленной на рисунке 3, добавление вольфрама, сужает область гомогенности твердого раствора FCC_L12, по сравнению с системой (TiZrHfTaNb)C и (TiZrHfTaNbMo)C, особенно при температурах ниже 3000 К.

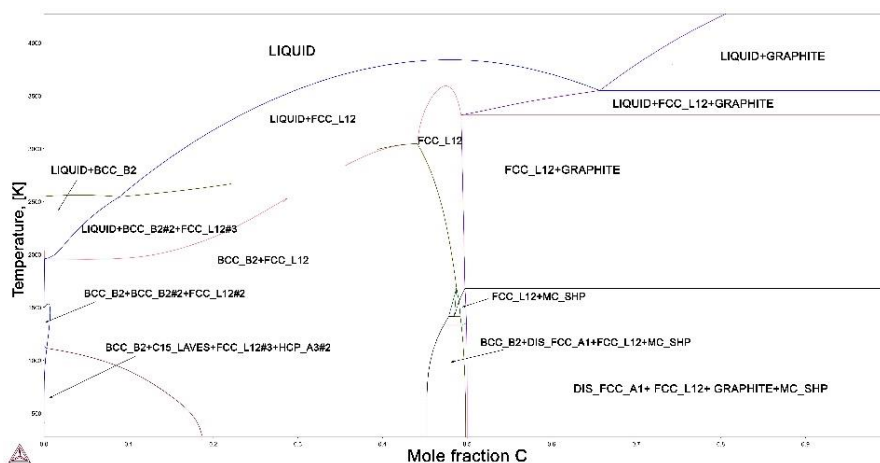


Рисунок 3 – Фазовая диаграмма системы (TiZrHfTaNbW)C

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (Соглашение о предоставлении субсидии на финансовое обеспечение выполнения государственного задания № 075-03-2023-004).

Библиографический список

1. Oses C., Toher C., Curtarolo S. High-entropy ceramics // Nat. Rev. Mater. Springer US, 2020. Vol. 5, № 4. P. 295–309.
2. Zhang Y. [et al.] Microstructures and properties of high-entropy alloys // Prog. Mater. Sci. 2014. Vol. 61. P. 1–93.

ФИЗИКО – ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ ИННОВАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ ПРОИЗВОДСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ С КОМПЛЕКСОМ ПОВЫШЕННЫХ СВОЙСТВ

Бабенко А.А.^{1*}, Смирнов Л.А.¹, Уполовникова А.Г.¹, Сельменских Н.И.¹, Михайлова Л.Ю.¹

¹Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

* e-mail: babenko251@gmail.com

В ряду приоритетных задач развития металлургического комплекса страны сохраняется актуальность проблемы повышения качества и снижения себестоимости металлопродукции. Повышение качественных характеристик конструкционных сталей осуществляется на всех технологических переделах производства стали. Исследованы термодинамика реакции окисления фосфора, макрокинетика окислительных процессов, фазовый состав, структура, физико-химические свойства многокомпонентных шлаков системы CaO-SiO₂-FeO-MnO-P₂O₅-MgO и CaO-SiO₂-B₂O₃-Al₂O₃-MgO, равновесное межфазное распределение серы и бора при внепечной обработке стали.



Рисунок – Диаграммы зависимости «состав - свойства» для распределения серы и бора между металлом и шлаком, и вязкости шлака от его состава

Результаты фундаментальных исследований положены в основу разработки инновационных технологических решений выплавки стального полупродукта в кислородных конвертерах и современных ДСП под магнезиальными шлаками рационального состава с гарантированно низким содержанием фосфора, глубокой десульфурации и прямого микролегирования бором металла с использованием экологически чистых борсодержащих оксидных шлаковых систем, внедрение которых обеспечивает производство экономнолегированных низкоуглеродистых борсодержащих конструкционных сталей нового поколения с низким содержанием фосфора и серы и комплексом повышенных механических

свойств, в т.ч. для труб большого диаметра с перспективой выхода на класс прочности X100 – X120 без термообработки.

СЕКЦИЯ ОБОРУДОВАНИЕ, АВТОМАТИЗАЦИЯ И РОБОТИЗАЦИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОИЗВОДСТВ

ОБОРУДОВАНИЕ ANISOPRINT: НАСТОЛЬНЫЕ И ПРОМЫШЛЕННЫЕ, СЕРИЙНЫЕ И ИНДИВИДУАЛЬНЫЕ РЕШЕНИЯ

Антонов Ф.К.^{1*}, Голубев М.В.¹, Колесников В.А.²

¹*Anisoprint S.A.R.L.*

²*Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия*

** e-mail: antonov@anisoprint.com*

Новым направлением развития аддитивных технологий является 3D-печать композитов. Компанией Анизопринт был разработан собственный метод композитной трехмерной печати, называемая коэкструзией композитной нити (CFC). Метод представляет собой внедрение армирующей композитной нити в расплавленный пластик путем ее одновременной подачи с пластиковой нитью в горячий экструдер. Композитная нить – пропитанный полимерным составом жгут углеродных или базальтовых волокон.

Широкий круг задач по изготовлению легких и прочных деталей покрывается использованием настольного решения Анизопринт – CFC-принтеры Composer A4 и Composer A3 (см. Рисунок 3) с рабочими областями 297x210x140 мм и 460x297x210 мм соответственно. CFC-принтеры позволяют изготавливать легкие и прочные изделия прямо на офисном столе. Изготавливаемые детали могут быть использованы в производственной оснастке, беспилотных летательных аппаратах, медицинских изделиях, спортивных товарах и др. [0, 2, 3]. При этом используемые матричные материалы – это типовые пластики для 3D-печати в виде нитей диаметром 1,75 мм. Композитный материала в таких деталях до 20 раз прочнее пластика и до двух раз прочнее и легче «алюминия».

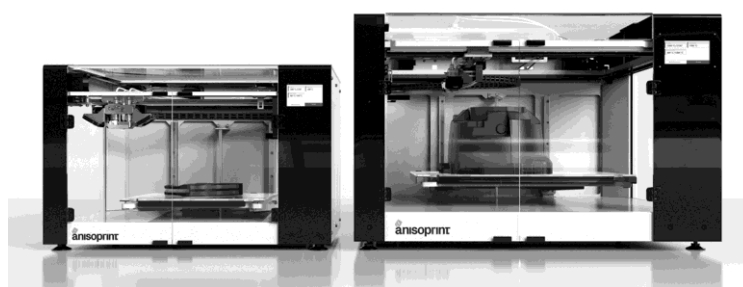


Рисунок 3. CFC-принтеры Composer A4 и A3

Существенно расширяет возможности технологии промышленное решение – CFC-принтер Prom IS 500 (см. Рисунок 4). Prom IS 500 оснащен промышленной системой контроля, увеличенной рабочей областью (600x420x300 мм), системой хранения материала с поддержкой температуры и влажности, автоматической сменой рабочего инструмента для печати несколькими материалами. Принтер использует высокотемпературные конструкционные термопласты типа ПЭЭК, ПЭКК, ПЭИ и др. Изготавливаемые изделия

обладают повышенными физико-механическими характеристиками и могут быть использованы в авиации, космосе, медицине и других областях. Первые принтеры Prom IS 500 уже поставлены заказчиком.

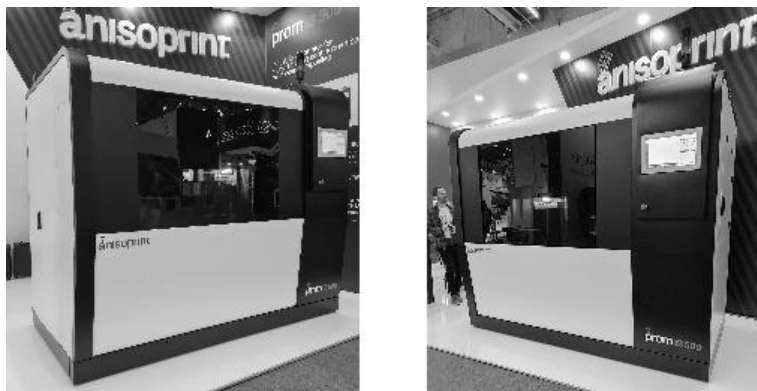


Рисунок 4. Промышленный CFC-принтер Prom IS 500

Наиболее широкими возможностями обладает решение на основе многокоординатных роботов-манипуляторов (см. Рисунок 5). Многокоординатное оборудование CFC-печати позволяет изготавливать изделия сложных пространственных формы и внутренней структуры, что обеспечивает максимальную эффективность применения композита под заданные условия эксплуатации. Оборудование на основе роботизированной руки может поставляться в разных вариантах исполнения – под индивидуальные требования заказчика, либо в серийном исполнении в виде роботизированной ячейки CFC-печати с рабочей областью 400x400x250 мм.



Рисунок 5. Многокоординатное оборудование CFC-печати

Библиографический список

1. Fedulov, B., Fedorenko, A., Khaziev, A., Antonov, F., Optimization of parts manufactured using continuous fiber three-dimensional printing technology. *Composites Part B: Engineering*, 2021, 227.
2. Andrey V. Azarov, Fedor K. Antonov, Mikhail V. Golubev, Aleksey R. Khaziev, Sergey A. Ushanov. Composite 3D printing for the small size unmanned aerial vehicle structure. *Composites Part B* 169 (2019) 157–163.
3. Anisoprint [Электронный ресурс] // URL: <https://anisoprint.com/cases/> (дата обращения: 20.05.2023).

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ХОЛОДНОКАТАНОГО ЛИСТА

Демидов Е.Р. *, Клинков В.А., Рябошук С. В.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (СПбПУ),
Санкт-Петербург, Россия*

** e-mail: demidov.er@mail.ru*

Мировое производство плоского проката составляет свыше 700 млн. тонн/год [1]. При этом потребность в металле с каждым годом растет, на 2023 год прогнозируется рост общемирового потребления металлопроката на уровне 3,2 % по сравнению с 2022 [2]. В связи с этим возникает потребность в технологиях, позволяющих контролировать качество плоского проката, что напрямую влияет на производство продукта с высокой добавленной стоимостью.

Объектом исследования является травленный подкат, в частности загрязнение полосы металла хлорид-ионами после травления в ваннах с соляной кислотой, которые являются агрессивными провокаторами образования технологической коррозии (точечной или питтинговой).

Цель работы – разработка способа диагностики состояния поверхности металлопроката, позволяющего контролировать наличие хлорид-ионов на горячекатаной травленной полосе на динамической производственной линии с помощью машинного зрения и принимать решения по качеству отмытки полосы проката металла в зависимости от результата контроля.

В результате выполненного исследования получены следующие научные результаты:

- 1) был идентифицирован перспективный для внедрения в производственную линию метод контроля наличия хлоридов на металле, основанный на сравнении интенсивности отраженного от поверхности образца излучения. Схематично, принцип работы устройства представлена на рисунке 1.
- 2) собран прототип системы обнаружения хлоридов на травленной полосе, состоящий из каркаса прибора с интегрированной аппаратной частью (рисунок 2);
- 3) разработана программная часть для экспериментального прототипа:
 - а) разработана программа для осуществления контроля наличия хлоридов на травленной полосе в среде Arduino IDE;
 - б) разработан интерфейс для управления и гибкой настройки параметров с помощью открытого языка программирования, основанного на Java – Processing, и библиотеки ControlP5.
- 4) экспериментальные исследования показали работоспособность разработанной системы для обнаружения хлоридов на поверхности металла.

Научной новизной проекта является интеграция машинного зрения и качественных реакций, позволяющих доказать наличие того или иного вещества, в единый механизм контроля качества листового проката на промежуточном этапе металлургического производства.

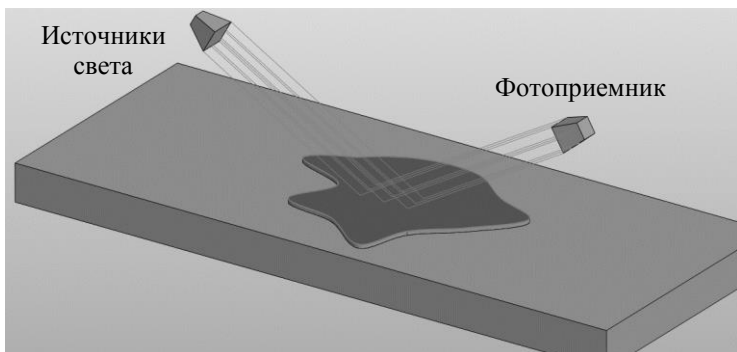


Рисунок 1 – Суть методики обнаружения хлоридов на металле путем получения зависимости относительной интенсивности отражения

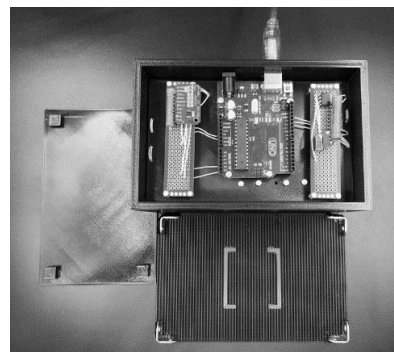


Рисунок 2 – Физическая модель системы обнаружения хлоридов на травленной полосе

Научно-исследовательская работа выполнена при поддержке федерального государственного бюджетного учреждения «Фонд содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере» (Фонд содействия инновациям).

Библиографический список

1. Волкова А. В. Рынок плоского металлопроката. – М.: Национальный исследовательский университет. Высшая школа экономики. Центр развития, 2018. – 50 с.
2. Stainless Steel Markets Media Release [Электронный ресурс]. – 2022. – URL: https://www.worldstainless.org/media/blcdogxi/220519_media_release.pdf (дата обращения: 01.02.2023).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОТСЕВА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО ФЕРРОХРОМА И ПЫЛИ СИСТЕМЫ АСПИРАЦИИ В КАЧЕСТВЕ СЫРЬЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО ФЕРРОХРОМА

Масгутов И.И.¹, Ковалев П.В.¹, Волков А.И.², Панфилов В.П.³, Нургали Н.З.³

¹Санкт-Петербургский Политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

²Центральный научно-исследовательский институт чёрной металлургии им. И.П. Бардина,
Москва, Россия

³Научно-исследовательский инженеринговый центр Eurasian Resources Group (ERG)
Астана, Казахстан
e-mail: yaiskandar21@mail.ru

В работе исследована партия отсева и пыли аспирации системы дробления высокоуглеродистого феррохрома Актюбинского завода ферросплавов (филиала АО "ТНК Казхром"). Эти отходы производства образуются ежегодно на заводе в количестве нескольких тысяч тонн.

Химический состав материалов представлен в таблице 1. Средний размер частиц в отсеве феррохрома составляет 1,44 мм. Минимальный размер частиц до 40 мкм, а максимальный превышает 5 мм. Средний размер частиц пробы пыли аспирации составляет 9,58 мкм. По данным рентгенофазового анализа в обоих образцах основной фазой является карбид хрома (вероятно, в виде твёрдого раствора $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$). Часть фазы плохо закристаллизована, что и приводит к существенной доли аморфной фазы в результатах анализа. В отличие от отсева в образце пыли присутствует ещё и графит.

Таблица 1. Химический состав исходного материала

Материал	Al	C	Co	Cr	Fe	N	Ni
пыль аспирации	0,81	9,11	0,06	63,8	17,5	0,066	0,30
FeCr-отсев	0,61	9,04	0,04	65,1	20,1	0.020/ 0.042	0.30
Материал	O	P	S	Si	Ti	V	Mg
пыль аспирации	4,2	0,023	0,058	2,22	0,05	0,12	0,88
FeCr-отсев	0.014/ 0.12	0,018	0,016	2,65	0,03	0,07	1.01

При термическом анализе отсева феррохрома полного расплавления всего сплава не произошло, т.к. эксперимент был остановлен до 1600 °С. Предположительно, полное расплавление образца пыли произошло при температуре 1453 °С. Результаты термодинамического расчёта равновесных концентраций фаз в образце пыли показывают, что убыль массы образцов происходит за счёт реакций восстановления оксидов металлов углеродом графита и карбида хрома с выделением оксида углерода (II). Тепловой эффект при температуре 1340 °С можно объяснить образованием силицида железа при восстановлении оксида кремния. С увеличением температуры концентрации карбида хрома Cr_4C и графита снижаются.

Сравнительно новым промышленным способом получения безуглеродистого феррохрома является обезуглероживание брикетов углеродистого феррохрома в твёрдом состоянии при нагреве в высоком вакууме [1]. Теоретические основы процессов обезуглероживания показывают, что этот процесс сложный и многоступенчатый. Однако, предыдущими исследованиями установлено, что вакуумтермический метод позволяет получать относительно дешёвый феррохром, содержащий 0,01—0,03% С в результате окисления углерода, находящегося в сплаве, окислителями (оксидом хрома, оксидом кремния, оксидом железа и т. п.) в вакууме при температуре 1250—1400° С.

Термодинамический анализ реакций окисления карбида хрома для обезуглероживания феррохрома показал, что по мере возрастания начальной температуры протекания процесса изученные оксиды расположены следующим образом: NiO, Fe_2O_3 , FeO, SiO_2 , Cr_2O_3 . Использование оксидов никеля и кремния приведёт к внесению соответствующих примесей в сплав. Из оставшихся оксидов наиболее приемлемым с точки зрения термодинамики является

оксид железа Fe_2O_3 . Его применении эффективно при температуре 1230-1240 °С. При требованиях к высокому содержанию хрома в низкоуглеродистом феррохроме применение оксидов железа может не всегда быть приемлемым. В этом случае остаётся применять оксид хрома Cr_2O_3 при температуре 1280-1290 °С. При наличии в сырье высокого содержания кремния рекомендуется повышать температуру до 1300-1310 °С для его удаления в виде газообразного оксида кремния (II) SiO .

Проведён термический анализ процесса обезуглероживания феррохрома с добавлением окислителя. Исследовали материал двух типов: смесь, состоящую из окисленного и необработанного отсева феррохрома в соотношении 1:1 (предварительно истёртые до крупности 60 мкм), а также смесь, состоящую из окисленной и необработанной пыли аспирации в соотношении 1:1. Установлено, что при температуре 1477-1479 °С происходит расплавление материала с поглощением тепла. Уменьшение массы смеси в случае использования отсева феррохрома составило 14%, пыли аспирации - 11%, что связано с протеканием реакций обезуглероживания с выделением газообразного оксида углерода (II) при взаимодействии карбида хрома с оксидами хрома и железа.

Таким образом, в ходе экспериментальных работ установлено, что из исследуемого материала Актюбинского завода ферросплавов возможно удаление углерода из феррохрома с получением низкоуглеродистого феррохрома методом вакуум-термической обработки. Целесообразность дальнейших исследований и реализации проекта подтверждена расчётами финансово-экономических показателей.

Библиографический список

1. Ковалев П.В., Масгутов И.И., Бигеев В.А., Волков А.В., Состояние и перспективы производства низкоуглеродистого феррохрома, Сборник трудов XVII международного конгресса сталеплавателей и производителей металла “От руды до стали – ISCON-2023”, г. Магнитогорск, 03-07 апреля 2023 г., сс. 231-236.

**СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ,
ПЕРЕДОВЫЕ
ПРОИЗВОДСТВЕННЫЕ
ТЕХНОЛОГИИ
И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ НИХ
(СМПШТО–2023)**

Сборник тезисов докладов
Международной научной конференции

30 июня – 2 июля 2023 года

Санкт-Петербург

Налоговая льгота – Общероссийский классификатор продукции
ОК 005-93, т. 2; 95 3004 – научная и производственная литература

Подписано в печать 28.06.2023. Формат 60×84/16. Печать цифровая.
Усл. печ. л. 7,0. Тираж 100. Заказ 3180.

Отпечатано с готового оригинал-макета,
предоставленного организационным комитетом конференции,
в Издательско-полиграфическом центре Политехнического университета.
195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.
Тел.: (812) 552-77-17; 550-40-14.